

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ
РЕСПУБЛИКИ КАЗАХСТАН

РЕСПУБЛИКАНСКОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ
КАЗЕННОЕ ПРЕДПРИЯТИЕ
ИНСТИТУТ МЕТАЛЛУРГИИ И ОБОГАЩЕНИЯ МОИ РК

ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ
ДЕФОРМАЦИИ И НЕРАВНОВЕСНЫЕ
СТРУКТУРНО-ДЕФОРМАЦИОННЫЕ
ПРЕВРАЩЕНИЯ

ВЗВРАЩЕННЫЕ ТРУДЫ

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ
РЕСПУБЛИКИ КАЗАХСТАН

РЕСПУБЛИКАНСКОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ
КАЗЕННОЕ ПРЕДПРИЯТИЕ ИНСТИТУТ
МЕТАЛЛУРГИИ И ОБОГАЩЕНИЯ МОН РК

ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И
НЕРАВНОВЕСНЫЕ СТРУКТУРНО-
ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ

ИЗБРАННЫЕ ТРУДЫ

АЛМАТЫ - 2004

УДК 669.017.539.374.381:620.18

ББК 30.121

Л73

Авторы - составители:

Б.К. КЕНЖАЛИЕВ, Т.В. ЧЕРНОГЛАЗОВА, Н.Н. МОФА,

А.С. ДЕГТЯРЕВА, Г.Г. КУРАПОВ, Э.Н. СУЛЕЙМЕНОВ

ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И НЕРАВНОВЕСНЫЕ
СТРУКТУРНО-ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ - Избранные труды -
Алматы, 2004.- 271 с.

ISBN 9965-730-15-6

В сборнике научных трудов представлены опубликованные в разные годы оригинальные статьи и разделы монографий основателя казахстанской школы материаловедов доктора технических наук, профессора А.А. Преснякова, а также работы его учеников, в которых были изложены представления о локализации деформации и закономерностях ее развития на экспериментальных материалах, полученных при исследовании широкого класса конструкционных цветных металлов и сплавов. В сборник также включены новые статьи, в которых дан анализ результатов исследований с учетом современных научных знаний и формулировок о трансформации структуры вещества в очаге деформации. На основании представлений о волновой природе явлений, сопровождающих пластическое течение вещества в целом и твердых объектов, в частности, показаны закономерности развития локализации пластической деформации на различных структурных уровнях, а также рассмотрены процессы самоорганизации структуры вещества в неравновесных условиях. Структурно-деформационные превращения представлены с позиции фрактальной природы формирования материальных объектов в неравновесных условиях развития открытых термодинамических систем. Книга предназначена для научных работников и специалистов, работающих над проблемами физики твердого тела, студентов специальностей обработка металлов давлением, физика твердого тела, металловедение и термическая обработка

Рецензенты:

д.т.н., академик НАН РК Левинтов Б.Л.,

д.т.н., профессор Яр-Мухамедов Ш.Х.

ISBN 9965-730-15-6 Л

©ИМиО РК, 2004

Издательство «Комплекс» Республика Казахстан, 2004

СОДЕРЖАНИЕ

стр
3

Содержание

Предисловие

6

1. ФЕНОМЕНОЛОГИЯ ЯВЛЕНИЯ И ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАЗВИТИЯ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

1.1. Современные представления о локализации пластической деформации	9
1.2. Современная феноменология локализации деформации	13
1.3. О физической природе локализации пластической деформации	26
1.4. Методологические аспекты исследования пластичности	39
2. ПРОЯВЛЕНИЕ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СХЕМАХ НАГРУЖЕНИЯ	50

2.1. Обобщенная модель очага деформации при обработке металлов 50 давлением	
2.2. Исследование работы приборов, предназначенных для изучения контактных напряжений в очаге деформации	80
2.3. Способ определения контактных напряжений в очаге деформации при прокатке	91

3. РОЛЬ МАСШТАБНОГО ЭФФЕКТА В РАЗВИТИИ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ

3.1. Проявление действия масштабного фактора при развитии локализации деформации	94
3.2. Экспериментальные масштабные зависимости механических свойств конструкционных материалов	100
3.3. Влияние размеров образцов на показатели прочности бескислородной меди	111
3.4. Роль локализации деформации в проявлении масштабного эффекта у пластичных металлов	117
3.5. Влияние температуры на проявление масштабного эффекта у пластичных материалов	120

4. ПРОЦЕССЫ УПРОЧНЕНИЯ И РАЗУПРОЧНЕНИЯ ПРИ РАЗВИТИИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ

4.1. Деформационное разупрочнение алюминия при растяжении	127
4.2. Типы кривых течения алюминия	133
4.3. Развитие локализации деформации при растяжении свинца	136
4.4. Влияние предварительной деформации на прочность двухфазных сплавов системы А1-2п	143
4.5. Влияние содержания цинка на вид кривых течения сплавов системы А1-2п	145
4.6. Локализация деформации алюминия и некоторых его сплавов при растяжении	150

5. ЧАСТОТНЫЙ СПЕКТР МЕХАНИЧЕСКИХ КОЛЕБАНИЙ - ПРОЯВЛЕНИЕ ВОЛНОВОГО ХАРАКТЕРА РАЗВИТИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

156

5.1.	Изменение текущих скоростей деформации при растяжении сверхпластичных образцов	156
5.2.	Регистрация спектра механических колебаний при растяжении металлических образцов	166
5.3.	О влиянии жесткости испытательной машины на механические свойства материалов	167
5.4.	Энергетический фактор развития процесса пластической деформации, обусловленный амплитудно-частотными характеристиками системы нагружения	173
6.	НЕРАВНОВЕСНОСТЬ И САМООРГАНИЗАЦИЯ СТРУКТУР В ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ СИСТЕМАХ	176
6.1.	Процессы самоорганизации в высокотемпературных оксидных расплавах	176
6.2.	Исследование динамической электропроводности многокомпонентных жидкофазных систем	185
6.3.	Исследование электропроводности оксидных систем при фазовых переходах	186
6.4.	Концепция физико-химической природы пластической деформации	190
6.5.	Новые принципы неравновесной термодинамики в металлургии электрохимии	196
7.	ИЗМЕНЕНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ И ХИМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	204
7.1.	Закономерности изменения электросопротивления при деформации бескислородной меди	204
7.2.	Физические эффекты локализации пластической деформации и их практическое использование	207
8.	СТРУКТУРНО-ФАЗОВАЯ ПЕРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ НА РАЗНЫХ ИЕРАРХИЧЕСКИХ УРОВНЯХ РАЗВИТИЯ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	223
8.1.	Формирование структур при эвтектоидном распаде в системе алюминий-цинк в различных условиях переохлаждения	223
8.2.	Влияние деформации на формирование структур при эвтектоидном распаде в системе алюминий-цинк	232
8.3.	Шнуровая локализация деформации при растяжении образцов	238

9. ЛОКАЛИЗАЦИЯ ДЕФОРМАЦИИ В РАЗВИТИИ ПРЕДСТАВЛЕНИЙ О ПЛАСТИЧЕСКОМ ТЕЧЕНИИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

9.1. Закономерности развития пластической деформации, как результат 246
неравновесного деформационно-структурного состояния металлических тел

9.2. Эволюция механизмов локализации пластической деформации: от 257
дислокаций до волновой природы пластического течения и нанотехнологий

ЗАКЛЮЧЕНИЕ 267

ОБОБЩЕНИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЙ О ЯВЛЕНИИ ЛОКАЛИЗАЦИИ
ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Посвящается.
**учителю и основателю
казахстанской школы
материаловедения доктору
технических наук, профессору
А.А. Преснякову**

ПРЕДИСЛОВИЕ

Создание настоящего сборника оригинальных трудов по исследованию явления локализации деформации и закономерностей развития процессов, обуславливающих и определяющих изменение свойств деформируемого материала в целом, вызвано новым всплеском интереса и внимания многих исследователей к этому явлению. Изучением пластического течения твердых тел, процессов, определяющих его развитие и формирование новых структур и свойств металлических объектов, а также их формоизменение под воздействием механических нагрузок, занимаются специалисты, работающие в области материаловедения, физики деформируемых сред и обработки материалов давлением. Работы последних лет, естественно, отличаются новым современным уровнем средств исследования и новыми представлениями о физической природе процессов, определяющих развитие пластического течения в любых конденсированных средах.

Цель, которой руководствовались составители настоящего сборника трудов, состояла в том, чтобы показать, что в работах казахстанской школы А.А. Преснякова еще 30 лет назад были заложены основные концепции локализации деформации как деформационно-структурного превращения материала, протекающего в процессе и под воздействием механических нагрузок. Эти положения в настоящее время нашли развитие во многих трудах других исследователей. В представленных в сборнике работах показано, что по мере развития исследований очага деформации и пластического течения твердых металлических систем, в зависимости от воздействия различных внешних факторов (температура, скорость нагружения, масштабный фактор, колебательные процессы и пр.), формировалось представление о локализации деформации как о структурноэнергетическом элементе (носителе), определяющем развитие пластического течения и формирование новых свойств у деформированного материала.

Из представленных публикаций следует, что различные теории о дефектной структуре деформируемого твердого тела (вакансионный механизм, теория дислокаций и дисклинаций) являются составляющими компонентами глобального представления о трансформации структуры материала при механическом воздействии и отражают различные структурные уровни процесса пластического течения.

Развитие в последние годы представления о неравновесности и самоорганизации при различных формах внешнего воздействия на термодинамические системы позволило возродить научные представления, заложенные в трудах А.А. Преснякова и его школы, о локализации деформации,

как о новой форме динамического состояния вещества. Пластическое течение следует рассматривать как самоорганизующийся процесс создания термодинамически более равновесных состояний и структур применительно к конкретным условиям механического воздействия на систему.

Локализации деформации, как неотъемлемой части пластического течения твердых тел, посвящено большое количество работ, начиная с А.Надаи (1936 г.), В.Д. Кузнецова (1943 г.), С.И. Губкина (1940-1947гг.), Я.Б. Фридмана (1952 г.) и других известных ученых. Однако в этих работах о локализации деформации говорилось, по формулировке А.А. Преснякова, как о «...досадной случайности, разрушающей стройные теории пластического течения». Впервые в монографии А.А. Преснякова «Локализация пластической деформации» (1981 г.) в результате анализа всех известных к тому времени в научной литературе работ, было сформулировано представление о локализации деформации, как явлении, определяющем развитие процессов формоизменения твердых тел. К сожалению, эта монография А.А. Преснякова и переизданный ее вариант «Локализация пластической деформации» (Москва: Машиностроение, 1983г.), явились единственными обобщающими научными трудами по данному вопросу.

За прошедшие два десятилетия появилось много новых публикаций, посвященных изучению этого явления. Привлечение, как ставшего уже классическим методом построения кривых течения, так и новых методов, позволивших получить информацию о процессе через трансформацию структуры и физические явления, сопровождающие пластическую деформацию, дало возможность по-новому взглянуть на ранее известные факты. При этом работы школы А.А. Преснякова и его последователей по изучению локализации деформации остались определяющими, поскольку они заложили основу нового подхода к пониманию этого явления, возможности воздействовать на него и целенаправленно регулировать процесс, используя его в практике при получении изделий обработкой давлением с новым заданным комплексом свойств.

В настоящем сборнике по публикациям до 1981 года и в более поздних работах показано как шел процесс изучения явления локализации деформации, отмечена его значимость с привлечением новых представлений о физической картине преобразований в неорганических системах под влиянием механических воздействий.

Сборник представлен несколькими разделами. В первом и втором разделе приведены фрагменты монографий А.А. Преснякова «Локализация пластической деформации» (1981 г.) и «Очаг деформации при обработке металлов давлением» (1988 г.), в которых были сформулированы на время их издания основные феноменологические представления о локализации деформации как явлении и описаны закономерности его проявления. В разделах третьем, четвертом и пятом представлены статьи, опубликованные в разное время и отражающие процесс изучения этого явления в зависимости от формы внешнего воздействия на различные деформируемые металлы и сплавы.

Раздел шестой посвящен работам, которые уже с привлечением новых, современных представлений о развитии и самоорганизации структур в различных системах определяют «жизнеспособность» представлений о локализации деформации как энергетическом носителе процесса пластического течения в любых условиях его развития. В разделах седьмом и восьмом представлены публикации, в которых на примере конкретных экспериментальных фактов подтверждается представление о локализации деформации как процессе, определяющем изменение структуры и свойств деформируемого твердого тела.

В последнем, девятом разделе представлены новые, не опубликованные работы с анализом как ранее полученного экспериментального материала, так и новых результатов исследований. Эти работы отражают развитие идеи о локализации деформации, заложенные в ранних публикациях и получивших новый виток развития с привлечением представлений об единых законах развития систем на разных уровнях самоорганизации в условиях сложных внешних воздействий.

Обращаем внимание читателей: нумерация рисунков, таблиц и список литературы в каждом разделе приведены в соответствии с их нумерацией в опубликованных первоисточниках.

1. ФЕНОМЕНОЛОГИЯ ЯВЛЕНИЯ И ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАЗВИТИЯ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Локализация пластической деформации является одним из основных проявлений эффекта пластического течения металлов. Еще в ранних работах, посвященных теории пластической деформации (теории прокатки, теорииковки и т.д.), возможность пластичного течения без разрушения объяснялась «ожижением» металла. Такой взгляд на процесс наиболее полно отражен в ряде работ, в которых металл рассматривался как «квазижидкость», а при математическом описании использовались принципы реологии.

Однако по мере накопления экспериментальных фактов выявился более сложный характер явлений пластичного течения металлов, протекающих локально, в относительно малых объемах и сечениях исследуемых образцов, и решающим образом сказывающихся на механизме пластичности. В монографии (Пресняков А.А. Локализация пластической деформации, Алма-Ата, 1981) подробно рассмотрены особенности возникновения и развития локализации пластической деформации металла при различных условиях нагружения и дана собственная трактовка данному явлению.

1.1. Современные представления о локализации пластической деформации (Пресняков А.А. Локализация пластической деформации, Алма-Ата, 1981, С.5-11).

Развитие локализации пластической деформации при растяжении обнаружилось очень давно, практически сразу после создания инженерных методов оценки механических свойств металлических материалов. Однако долгое время считалось, что это явления свойственно только процессу растяжения образцов из-за специфики деформации под действием растягивающих напряжений. До сих пор в литературе встречаются утверждения, что “шейка образуется только при растяжении” [1]. Они звучат тем более странно, что проявление локализации деформации при ковке в виде «кузнечного креста» было описано еще в прошлом веке [2-5]. Локализация деформации при кручении была также известна в 20-х годах [141]*, позднее эти данные были дополнены [5].

Представления о развитии шейки при растяжении были обобщены в [6, 7], где они анализировались с чисто механических позиций: причиной этого явления считались только особенности изменения напряженного состояния металла при больших деформациях.

Аналогичные взгляды высказали представители отечественной школы механиков в [8]. Основная причина образования очага локального течения - скоростная зависимость предела текучести образцов [9],

*Нумерация литературных источников дана по оригиналу монографии.

в результате чего при некоторых скоростях растяжения наступает разупрочнение из-за различного развития скоростного и деформационного упрочнения [10].

Там же установлена невозможность разупрочнения металла в шейке и основывается это утверждение на большем повышении сопротивления деформированию в области шейки по сравнению с другими частями образца.

В [1] дается довольно подробная картина развития шейки при растяжении, связывая ее с действием заделки головок образцов, но не говорится о причинах возникновения локализации деформации как явления. В [11] сообщается о повышении механических свойств проб за счет упрочнения формы при создании искусственных шеек.

Большое внимание локализации деформации при технических процессах обработки металлов давлением уделяется в [12-15] и др. Однако наиболее глубоко с физической точки зрения локальное течение металлических материалов анализируется в [16-18]. Основные явления локализации деформации, выводы о закономерностях ее проявления и физической природе делаются при анализе процесса осадки,ковки, штамповки и плоской прокатки. Исходным пунктом при этом является теория конусов скольжения [2- 3, 12].

В [17] анализируется развитие локализации деформации при осадке параллелепипеда плоскопараллельными бойками. Отмечен тот факт, что возникновение локального течения имеет место на контактной поверхности по периметру образца и распространяется в глубь его по направлению действия максимальных сдвигающих напряжений, по семейству ортогональных кривых, образующих внутри деформируемого тела “конус скольжения”. В окрестностях конуса сосредоточивается деформация, превышающая среднюю по образцу, т.е. образуются зоны интенсивного течения металла, которые в существенной степени обеспечивают общее формоизменение.

Анализ данных по техническим процессам деформирования позволил автору [17] заключить, что наиболее благоприятные условия течения материала возникают в том случае, когда конуса скольжения от нижнего и верхнего бойка смыкаются в центре пробы, образуя широко известный “кузнечный крест” [15]. По данным [13-14], в этой области пластическая деформация в 1,5 - 2 раза превышает среднюю при ковке. Автор [17] связывает с образованием конусов скольжения еще и существенное понижение сопротивления деформированию металлов. Им высказаны предположения, что локализация деформации связана со специфичностью сдвигового характера деформации и выделением в конусе скольжения большого количества тепла. Главным доказательством такой точки зрения на конус скольжения считаются

результаты исследования локализации деформации при ударной осадке стале [19].

В этой работе обнаружены и исследованы структурные изменения в конусе скольжения, где возникали, по его данным, полосы мартенсита.

Явление это объяснено им выделением при деформации большого количества тепла, которое приводило к мгновенному повышению температуры металла выше точки перехода в аустенит с последующей закалкой в холодной массе образца. Аналогичные данные получены в [20, 21]. Таким образом, в результате экспериментов стало ясно, что при локальном течении происходят фазовые и структурные превращения. С этой точки зрения интересным является и выделение в области локализации большого количества тепла, которое не может быть следствием деформации, а скорее возникает при протекании определенных изменений в деформированном теле при развитии локального течения.

В [18, 19] представлены данные о развитии структурных и фазовых превращений в области локализации деформации, имеется попытка рассмотреть локальное течение с физической точки зрения. В результате стало очевидно, что локальная деформация связана с областями действия максимальных сдвигающих напряжений и распространяется в теле постепенно и сопровождается существенным изменением физико-механических свойств металлов.

Интересные соображения о природе локализации деформации высказаны в [22-23]. Авторы проанализировали условия возникновения шейки при растяжении и пришли к выводу, что последняя может развиваться только в том случае, если металл образца в процессе деформирования будет разупрочняться. Из анализа их выкладок следует, что причиной этого явления служит физическое разупрочнение материала при пластическом течении. Таким образом, стало ясно, что в области действия максимальных сдвигающих напряжений происходит кардинальная трансформация состояния и свойств деформирующегося металла, которая и проявляется как развитие локального течения с понижением сопротивления деформированию. Этот эффект был назван «деформационным превращением» [24,25].

Заслуга автора [22] состоит также в том, что он впервые обнаружил действие на локализацию деформации масштаба образцов, точнее, зависимости максимального объема пробы, переходящей в локальнодеформированное состояние, от наименьшего ее размера (диаметра, толщины): чем это величина меньше, тем меньше локально деформированный объем и, следовательно, меньше максимальные деформации. Так, им было открыта хрупкость тонких листов фольги из очень пластичных материалов и тонких проволок. Такое же явление

наблюдали в [26] на тонких сверхпластичных образцах: при уменьшении их диаметра до долей миллиметра сверхпластичность исчезает.

Локализация деформации при кручении была впервые обнаружена в [34]. При кручении монокристалла каменной соли обнаружено возникновение на поверхности образца винтообразных по форме углублений и возвышений, распространяющихся по длине от головок пробы.

Позднее группа авторов, занимаясь подробным изучением локализации деформации при кручении цилиндрических образцов [31, 41], обнаружила эффект локального течения материала и разделила его на неустойчивый и устойчивый типы. Первый из них характерен попеременным возникновением очагов местной деформации в разных местах пробы, второй предшествует обычно разрушению и аналогичен шейке при разрыве. В работе [37] было высказано мнение, что возникновение локального течения при кручении есть проявление физического разупрочнения металла, которое связывается с протеканием при деформации структурных и фазовых превращений.

Однако большинство исследователей связывает развитие локализации деформации при кручении с недостаточно высоким качеством поверхности проб, их структурной и фазовой неоднородностью [9, 38, 39]. Аналогичные материалы опубликованы и в иностранной литературе [42 - 46].

Значительное количество работ по изучению равномерной и сосредоточенной деформации было выполнено в Сибирском отделении АН СССР [27 - 29]. В одной из них [27] заострено внимание читателей на том факте, что большое, равномерное удлинение при растяжении характеризует способность металла к деформационному упрочнению. В другой статье [28] анализируется величина «деформированного объема» при растяжении (по нашей терминологии, локальнодеформированного объема). В результате исследований его изменения при разрыве конических образцов сделано заключение, что возможности пластического течения тем выше, чем этот объем больше. На основе материалов по изгибу и вдавливанию шарика указывается, что величина деформированного объема определяется соотношением (Q_B/Q_S).

В работе [29] авторы дают поправки к методу определения напряженного состояния, разработанному в [4], и отмечают их недостаточность для полной характеристики деформации в шейке. В [30] автор исследовал равномерную остаточную деформацию при растяжении и ее влияние на механические характеристики материалов, указывает наличие между ними строгой связи. Различным аспектам развития шейки (напряженному и деформированному состоянию в ней) при растяжении образцов посвящены вышедшие в последние годы работы [31 - 33]. Их данные говорят, что распределение напряжений по шейке крайне неравномерно, причем наиболее деформированы центральные слои. В

работе [32] при анализе устойчивости деформации показано, что проявление шейки зависит от скорости нагружения и температуры, а также их изменения при деформации.

Принятие адиабатических условий появления шейки должно приводить к ее немедленному интенсивному развитию. Введено представление о критической скорости деформации, характеризующей момент появления сужения. Эта скорость линейно уменьшается с повышением температуры. Постоянство равномерного удлинения возможно только в условиях изотермической деформации. Все эти рассуждения выполнены для условий неизменности состояния деформируемого металла.

В работе [33] проведен анализ профилей получаемых шеек образцов при разрыве. Рассчитанные профили совпадают, по словам автора, с действительно наблюдающимися в эксперименте. Автор приходит также к выводу, что положение о равномерной деформации минимальных сечений в шейке, высказанное в [47], является неверным, так как и в процессе ее развития происходит течение не только в шейке, но и в остальной части пробы.

Таким образом, обзор литературных данных по локализации деформации показывает, что в настоящее время нет достаточно полно разработанной теории локализации пластической деформации как с точки зрения обоснования причин ее развития, так и в связи с различными факторами, характеризующими формоизменение в целом. При рассмотрении экспериментального материала локальное течение металла воспринимается зачастую как досадное явление, объясняющееся с позиций действия второстепенных причин, которое можно и не рассматривать серьезно.

Математическая теория пластичности локализацию деформации, как реально существующий физический процесс вообще не рассматривает. Можно представить степень разработанности механической теории пластичности, если она не вскрывает возможностей развития локализации деформации. Вообще необходимо говорить о недостаточной разработанности теории и методов исследования больших и очень больших пластических деформаций, что существенно сказывается на уровне развития учений о технических процессах обработки металлов давлением, где преобладает «ползучий эмпиризм», затрудняющий их совершенствование и приводящий в производстве к серьезным материальным потерям.

Таким образом, изучение явления локализации деформации в настоящее время - весьма важно с точки зрения и практики и теории пластического течения. Создание представлений о закономерностях развития больших пластических деформаций крайне необходимо для более полного и точного суждения об их природе и скрытых возможностях. Для инженерной практики очень важно уточнение

методов расчета, дающих не только точные количественные данные, но и сведения о возможных особенностях проявления пластического формоизменения, связанных с его физической природой.

Задачей настоящей работы явилось обобщение литературного и собственного экспериментального материала и теоретических представлений о закономерностях появления и причинах развития локализации деформации на основе твердо установленных к настоящему времени данных.

1.2. Современная феноменология локализации деформации

[Пресняков А.А. Локализация пластической деформации. Алма-Ата, 1981, С.34-50]

В литературе накопились интереснейшие данные о локализации деформации, которые распылены по отдельным статьям, книгам и монографиям, но еще не осмыслены и не обобщены, что создает затруднение в изучении этого явления. Хотя первые сведения о локализации формоизменения публиковались уже прошлым веком, до сих пор нет общепринятых взглядов на ее природу. Ниже мы попытаемся дать анализ экспериментальных данных и привести их обобщение.

I. Развитие локализации пластического течения при деформации металлов

В научной литературе существует мнение, что развитие локализации деформации имеет место только при растяжении образцов и несвойственно другим процессам формоизменения металлов [1, 7, 9, 12]. Действительно, если основываться только на рассмотрении шейки, то мы не обнаружим ее в других процессах деформации, исключая еще волочение. Однако при рассмотрении других, показателей, характеризующих развитие деформации от нулевой степени деформации до разрушения, положение меняется.

Индикаторная кривая при растяжении четко фиксирует момент появления шейки на образце. В этом случае на ней появляется максимум деформирующего усилия. Считается, что его возникновение связано с более интенсивным уменьшением сечения образца по сравнению с ростом прочности при наклепе [1, 7 и др.]. Однако максимумы на индикаторных кривых обнаруживаются и при деформациях сжатием и кручением [1,7,15-19, 20-22, 83, 84 и др.]. Таким образом, возникновение резко уменьшенного упрочнения металлов с деформацией после достижения ею определенных степеней известно уже достаточно давно. Одинаковый ход индикаторных кривых деформации и кривых течения говорит о том, что и при отсутствии явно заметной шейки физические процессы, обуславливающие развитие локализации деформации, имеют место при всех видах пластического формоизменения металла.

Локализация деформации при этом представляет собой изменение физико-механических свойств образцов после определенной степени наклепа и проявляется как сильнейшее понижение модуля упрочнения, который постепенно уменьшается от величин, свойственных модулю упругости, до значений, определяемых модулем пластичности. Такое изменение одной из главных характеристик, описывающих ход деформации, говорит о кардинальной трансформации состояния металла под действием пластического течения. Исследования локализации деформации при осадке и прокатке было выполнено в работах [2, 3,12-17,19-21]. Как упоминалось выше, при осадке локализация деформации проявляется в виде «кузнечного креста». В связи с этим возникло представление о развитии при сжатии

конусов скольжения [3, 13-18], которые автор [17] считал проявлением локального течения металлов. Он первый разработал модель, описавшую их образование и трансформацию в процессе формоизменения. Она сводится к следующему: если рассмотреть цилиндрический образец при осадке (рис. 1), деформирующийся в условиях внешнего трения при контактной поверхности, то оказывается, что локализация деформации, возникая в точках по периметру на контактной поверхности и с ростом степени сжатия, распространяется по траекториям, близким к образующим конуса, в первом приближении под углом 45° к плоскости контакта.

Анализ направления распространения локализации деформации приводит к выводу, что распространение локального течения материала осуществляется по направлению действия максимальных сдвигающих (тангенциальных) напряжений, которые представляют семейство ортогональных кривых [7, 24, 74, 75, 86]. Эти кривые, распространяясь в глубь деформируемого тела, приводят к развитию конуса скольжения, металл в котором деформируется отлично от остальной части цилиндра.

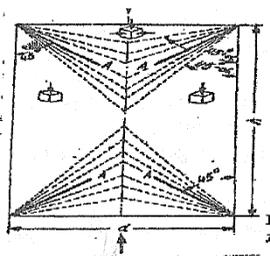


Рис. 1. Схема возникновения локализации деформации по [17]

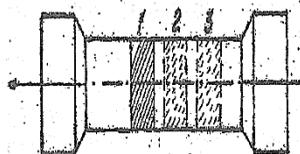


Рис. 2. Возникновение и исчезновение «бегающей шейки» по [87]

Таким образом, для случая осадки возникновение и развитие локализации деформации происходит под действием максимальных сдвигающих напряжений. Распространение области локально деформированного металла внутри объема образца происходит по достижению указанными напряжениями определенной величины (достижение порога локализации) и существования в деформируемом теле определенного градиента сдвигающих напряжений [85]. Другими словами, механическое условие возникновения и развития локального течения может быть записано следующим образом:

$$\tau_{\text{макс}} \geq \sigma_{\text{к}}; \Delta \tau_{\text{макс}} \geq \alpha, \quad (16)$$

где $T_{\text{макс}}$ - максимальное значение сдвигающих напряжений; σ_k критическое значение сдвигающих напряжений; $\Delta T_{\text{макс}}$ - градиент напряжений в области развития локализации деформации в направлении ее распространения; α - критическое значение градиента напряжений.

Анализ условий возникновения и развития локализации деформации показывает, что под действием различных схем напряженного состояния, характеризующихся [17, 18] различным значением соотношения напряжений - $T_{\text{макс}}/\sigma_k$, момент появления локального деформирования может быть разным и, что важно, не соответствует точно максимуму усилий по индикаторной кривой. Возникает представление, что, изменяя схему напряженного и деформированного состояния при формоизменении, имеется возможность инициировать или, наоборот, подавлять развитие локализации деформации.

При растяжении зависимость возникновения и развития локального течения с деформацией связана, прежде всего, с размерами и формой образцов и с заделкой их концов. Считается, что область влияния головок проб на ход деформации распространяется на расстояние до $1,25d$, где d - диаметр образца. Наличие на нем надрезов, канавок и других концентраторов напряжений приводит к трансформации локализации деформации, что подробно описано в литературе [9].

В настоящее время рассматривают два вида локализации течения при растяжении и других процессах: спонтанно возникающую и исчезающую (так называемая «бегущая шейка») и устойчивую. По последним данным [87], появление неустойчивой локализации деформации происходит непосредственно по достижению предела текучести и проявляется как возникновение и замораживание областей локального течения на образце со

При изучении истинных напряжений с деформацией в области зуба текучести [87] обнаружено, что последние колеблутся в несколько раз, при этом особенно сильно изменяется скорость течения, колебания которой достигают порядка k (к сожалению, в [87] не сообщается методика экспериментов). Факт появления неустойчивой локализации деформации на самых ранних периодах пластического течения очень интересен и говорит о том, что это явление фундаментально для формоизменения тел. Другими словами, пластическая деформация — это непрерывное возникновение и замораживание локализации до момента появления шейки с последующим ее устойчивым развитием. Появление самого зуба текучести есть следствие спонтанного начала локального течения материала, что связано с резким увеличением скорости деформирования и мгновенной разгрузкой очень жестких испытательных машин.

Физические причины появления неустойчивой локализации деформации и в частности ее устойчивой формы, в настоящее время не ясны. Исследование причин локализации деформации с механических позиций, т.е. определение соотношений действующих напряжений, темпов упрочнения и

т.д., не даст ответа на вопрос в силу чего в деформирующемся материале наступает колебательное упрочнение-разупрочнение или устойчивое разупрочнение. Разупрочнение же, развивающееся в процессе пластической деформации, выражается, прежде всего, в уменьшении модуля упрочнения с переходом от упругого формоизменения к пластическому, с его постепенным уменьшением в зоне перехода, т.е. в области малых упругопластических деформаций, и последующем падении темпа упрочнения по мере развития шейки.

При такой постановке вопроса возникает противоречие в наблюдении упрочнения на кривой течения с утверждением о разупрочнении материала. По это лишь кажущийся эффект: при развитии шейки в ней возникает схема всестороннего растяжения, которая связана с падением величины максимальных сдвигающих напряжений по мере роста поперечных, т.е. возникает так называемое геометрическое упрочнение, что и приводит к увеличению максимальных напряжений течения в условиях разупрочнения материала при развитии шейки [22,23].

Развитие разупрочнения материала при устойчивой локализации деформации прямо доказывается изучением осадки и кручения материалов, когда при отсутствии шейки и, соответственно, геометрического упрочнения в определенных условиях наблюдается падение и постоянство напряжений течения. Разупрочнение, связанное с развитием локализации деформации, имеет место во многих процессах обработки металлов давлением и в ряде случаев ограничивает применяемые в них степени деформации за проход (волочение, свертка и др.).

При рассмотрении перехода от неустойчивой стадии локализации к устойчивой происходит какое-то изменение в ходе деформации. Его природа не исследована и непонятна с физической точки зрения. Не исключено, что устойчивая локализация формоизменения наступает в связи со все большим количеством спонтанно возникающих шеек при достаточно больших деформациях, которые воздействуют друг на друга физически и механически, делают этот процесс устойчивым (под термином «шейка» мы понимаем спонтанно возникшую область течения металла, а не собственно шейку).

Возможно, устойчивая локализация деформации отражает возникновение устойчивого состояния деформируемого вещества, характеризующееся новым уравнением физико-механических свойств. Такое рассмотрение локализации более соответствует действительности, т.е. возникает представление о деформационных превращениях металлов и сплавов, которые приводят к появлению динамически устойчивого нового состояния вещества, существующего только в процессе деформации [24,25].

Мнения об ожигении, аморфизации металлов в процессе деформирования уже высказывались рядом крупных ученых [16-18, 88-90]. Разумеется, в то время не ставили вопроса о физической природе такого ожигения, но имелись представления о возможности деформационного превращения в процессе формоизменения.

Косвенным подтверждением развития превращения металлов при

деформации является тепловой эффект при деформировании. В настоящее время он рассматривается только в смысле преобразования механической работы в тепло при формоизменении. Однако ряд фактов заставляет усомниться в такой трактовке эксперимента. Здесь следует проанализировать, прежде всего, работы В.П. Кравз-Тарнавского [19], который в опытах по осадке стальных образцов ударом обнаружил, что по образующим конуса скольжения наблюдаются «специфические полоски», представляющие мартенситные прослойки в пробе, образовавшиеся в процессе деформирования. Ученый предложил следующий механизм их образования: при ударном воздействии сил, т.е. в условиях очень интенсивной деформации, в области конуса скольжения при значительных сдвигах выделяется локально такое количество тепла, что температура этих областей повышается выше точки перехода (т.е. выше 900°C), но поскольку эти области окружены холодным металлом, то последний, действуя как закалочная среда, приводит к появлению мартенсита.

Таким образом, В.П. Кравз-Тарнавский прямо связывает выделяющееся тепло с областью локализации деформации с развитием деформационного превращения. Высокие температуры разогрева показывают, что количество тепла должно быть очень велико и, по анализу условий опыта не может быть преобразованием механической работы в тепло, так как связано с развитием процесса локализации деформации. Единственно возможная трактовка результатов эксперимента - вывод о том, что мы имеем дело с тепловым эффектом деформационного превращения - развитием локализации деформации.

Естественно предположить, что тепло выделяется и при малых деформациях, в процессе неустойчивой локализации, но поскольку объем бегающих шеек относительно мал и рассеян по всему образцу, то эффекты закалки не наблюдаются. Конечно, какую-то долю теплового эффекта деформации можно отнести и за счет рассмотрения процесса формоизменения как тепловой машины. Хотя попытки количественно оценить этот тепловой эффект еще не делались, следует указать на значительность последних. Так, при холодной деформации цинка прокаткой со степенями наклепа порядка 60 % температура образцов повышается на 60-80°C и составляет 20 % от точки плавления.

Данные В.П. Кравз-Тарнавского по изучению последствий локализации деформации при динамической осадке были проверены, а исследования развиты в дальнейшем М.В. Растегаевым [20, 21]. При экспериментах найдена их полная воспроизводимость и получены новые количественные сведения. Прежде всего, подтвердилась связь специфической полоски и, следовательно, теплового эффекта в ней с развитием локализации деформации: при использовании специальных образцов с углублениями на контактной поверхности, заполненных смазкой, при отсутствии конуса скольжения исчезают и связанные с этим явлением полоски. Связь локализации деформации с выделением большого тепла обнаруживается и в производстве при открытой ковке призматических слитков или кузнечной вытяжке полос. В этом случае возникающий на

боковой поверхности полосы «кузнечный крест» имеет существенно более высокую температуру, чем окружающий его металл, так как светится значительно ярче. М.Я. Дзугутов [13,14] и Я.М. Охрименко [15] указывают на высокую степень разогрева при ковке малопластичных металлов и сплавов, которая приводит металл в высокотемпературную зону хрупкости, свойственную этим материалам, и разрушает заготовки.

С.И. Губкин [17,18], анализируя развитие локализации деформации при осадке, ковке и прокатке, ввел представление о структурных преобразованиях, протекающих в областях локально превращенного металла. Превращения эти очевидны в деформируемых металлах (сталь, например); для монокристаллических же металлов природа структурных превращений автором не охарактеризована. С.И.Губкин [17] особо отмечает в этом случае роль специфики сдвигающих деформаций. Для окончательного суждения о природе локализации деформации и всех последствий, которые она вызывает, требуются тщательные физические эксперименты.

Таким образом, локализация деформации протекает в областях действия максимальных сдвигающих напряжений, возникает по достижении ими определенного критического значения, распространяется под действием их градиента в деформируемом теле и сопровождается значительным тепловым эффектом.

II Локализация деформации при растяжении, сжатии и кручении

Развитие шейки при растяжении описано во многих работах [1, 6-9, 22-25 и др.], поэтому мы не будем здесь подробно описывать этот процесс.

При развитии шейки напряженное состояние металла в области локализации деформации от линейной переходит к объемной схеме всестороннему растяжению, вследствие чего на кривой течения возникает перед разрывом геометрическое упрочнение металла - второй «зуб текучести», предшествующий разрушению (рис. 3). Кривая течения хорошо описывает ход локализации деформации на всех стадиях ее развития: момент появления шейки, характеризующейся в некоторых случаях появлением первого зуба текучести» [91], сильное снижение модуля упрочнения после появления шейки, ход разупрочнения перед разрывом. Таким образом, анализ материалов по изменению истинных (максимальных) напряжений течения с деформацией дает достаточно данных для суждения о локальном формоизменении.

Локализация деформации при растяжении может оцениваться величиной части объема образца, переходящего в локальнодеформированное состояние. С этой характеристикой и связано влияние размеров и формы образца на общее относительное удлинение при разрыве, которое учитывается в инженерной практике изменением расчетной длины по ГОСТу 1497-61 на механические испытания. При этом практически принимается во внимание уменьшение величины локальнодеформированного объема с уменьшением сечения образца [9, 23, 93].

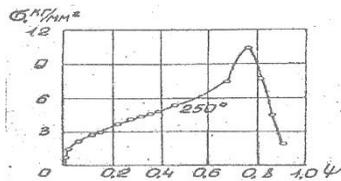


Рис. 3. Проявление геометрического упрочнения при разрыве (второй «зуб текучести»)

При очень высокой пластичности материалов иногда наблюдается возникновение нескольких шеек, которые развиваются независимо друг от друга под действием целого спектра деформирующих напряжений [94,95]. Следовательно, при возникновении локализации деформации формоизменение материала носит черты вязкого, т.е. жидкостного течения, подтверждая суждения авторов [88-91] об ожигении металла, т.е. кардинальном изменении его свойств под действием и в процесс пластического течения. С этой точки зрения неоднородность формы образца - наличие головок, укрепляющихся в захватах разрывной машины, - определяет неоднородность деформированного состояния, приводя в определенных областях его к неоднородности напряжений и, соответственно, к развитию локализации пластического течения. Таким местом развития шейки при растяжении является, как показали эксперименты, область вблизи головки пробы у подвижного захвата, где в большинстве случаев проявляется локальное течение.

Остается указать на факт, описанный в учебниках и монографиях [1, 7-9], что разрушение обычно начинается в центральных волокнах металла и распространяется затем на периферию образца [96]. Большинство исследователей считают, что появление первой трещины происходит в условиях наиболее резко выраженного действия схемы напряженного состояния всестороннего растяжения от действия нормальных растягивающих напряжений [23, 97].

При наличии надрезов - искусственно созданных шеек - локализация деформации проявляется существенно раньше, чем у гладких образцов, и, поскольку локально деформированный объем их ограничен надрезом, развивается по иным законам, чем у гладких проб. Показатели конечной пластичности в этом случае оказываются обычно меньшими, и разрушение наступает раньше. Таким образом, изменяя форму образца, мы имеем возможность в определенной мере, регулировать момент появления шейки и видоизменять закон ее развития. При формоизменении образцов с дефектами различного происхождения (неплотностями, порами, трещинами, наклепом, последствиями облучения высокоэнергичными частицами) мы имеем аналогичные явления - действие скрытых надрезов, существенное уменьшение в связи с этим локально деформированного объема металла, изменение закона развития локальной деформации во времени и как следствие - повышение сопротивления деформированию и возникновение хрупкости (деформация металла в условиях, когда локально

деформированный объем стремится к нулю) [98].

Внешне локализация деформации при осадке проявляется «кузнечным крестом» на боковой поверхности параллелепипедов, при ковке металла - бочкообразно, иногда, при использовании высоких образцов, сложной формы (две бочки) или, наоборот, в виде вогнутости боковой поверхности на контактную. При средних степенях осадки, при максимальном развитии бочкообразности проб, наблюдается значительное уменьшение темпа упрочнения и даже разупрочнение образцов [83], которые связаны с распространением зоны локализации деформации на весь образец со стыковкой по высоте конусов скольжения (рис. 4). На основе такой модели и связанного с ней разупрочнения металла разработаны схемы, наиболее выгодное использование которых при плоской прокатке заметно снижает сопротивление деформированию и уменьшает работу деформации [17, 18, 85].

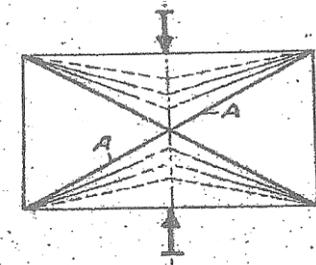


Рис. 4. Распространение конусов скольжения на весь образец.

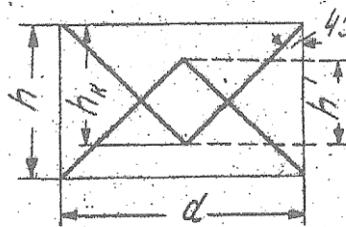


Рис. 5. Неблагоприятный случай развития локализации деформации при осадке.

В случае, когда конуса скольжения сильно заходят вершинами друг за друга и зона локализации деформации вырождается в узкую тороидальную область, сопротивление деформированию резко возрастает и наступает разрушение (рис. 5). Однако специальными методами весь очаг деформации при осадке и прокатке можно превратить в зону локализации деформации, в результате чего сопротивление деформированию упадет. Такой результат был достигнут В.Н. Выдриным с сотрудниками [86] в процессе прокатки-волочения, при котором, за счет разной угловой скорости валков, т.е. усиления действия тангенциальных напряжений в очаге деформации, было понижено более чем на порядок давление на валки при тонколистовой прокатке.

Таким образом, подбирая форму и размеры деформируемых тел, а также искусственно усиливая или ослабляя тангенциальные напряжения в очаге деформации при осадке и прокатке, мы получаем возможность регулировать развитие локализации деформации и обеспечивать наиболее выгодные условия формоизменения. Однако следует иметь в виду и отличия этого вида деформации от растяжения. При осадке локальнодеформированный объем металла достигает максимальной величины где-то в середине процесса, при сливании конусов скольжения в

одну область, а затем, по мере вырождения ее, снова уменьшается. При растяжении же уменьшение объема локально деформированного металла не связано с понижением его вклада в деформацию, так как последняя все время протекает в этом объеме, и усиление локализации приводит к дальнейшему разупрочнению.

Локализация деформации при кручении развивается очень своеобразно. Процесс этот изучен слабо, поэтому в работе приведены более подробные материалы по его феноменологии. Многие исследователи считают, что локальное формоизменение здесь вообще не имеет место [39-41], хотя наличие его доказано экспериментально [34, 84]. Один вид локальной деформации образцов в этом случае представляет собой возникновение на внешней цилиндрической поверхности рабочей части двух- или четырехзаходной винтовой линии, подобно той, что наблюдал впервые Б.Я. Пинес [34]. Винтовая линия представляла собою рельеф из впадин и возвышений на поверхности образца, наиболее четко она обнаруживалась у головок образца (рис. 6).

При кручении цилиндрических стержней в поверхностных слоях образца в связи с ростом напряжений и увеличением радиуса рабочей части образца, возникают сдвигающие напряжения максимальной величины на поверхности деформации сдвига:

$$\gamma_m = \theta_r, \quad (17)$$

где γ_m - максимальный сдвиг; θ - удельный угол закручивания, равный $\frac{\varphi}{\ell}$; φ - угол кручения; ℓ - длина образца.

Но так как проба имеет симметричную форму, то величина напряжений в поверхностных слоях постоянна и теоретически не имеет предпосылок к возникновению неравномерного деформированного и напряженного состояния (рис. 7). Возникновение локализации деформации этого вида остается непонятным. Однако положение изменяется, если проанализировать реальные условия экспериментов на кручение. Изменения эти определяются имеющимся влиянием условий заделки концов образца в испытательной машине.

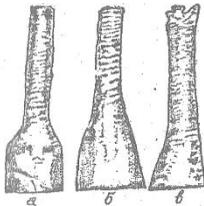


Рис. 6. Вид образцов с локализованной деформацией при кручении.

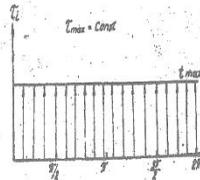


Рис. 7. Эпюры максимальных сдвигающих напряжений по окружности образца.

При рассмотрении сопряжения головок образца с захватами машины обнаруживается, что оно при кручении всегда неравномерно. Обычно

головки образца на кручение имеют сверленные отверстия, в которые вставляется цилиндрический штифт, передающий момент вращения на образец. В этом случае возникает неравномерность деформированного

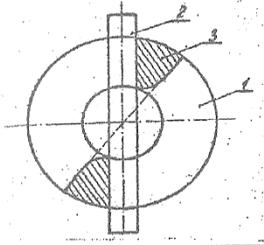


Рис. 8. Неравномерность деформированного состояния образца при кручении.

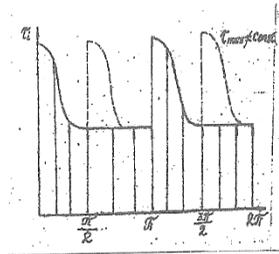


Рис. 9. Неравномерность распределения напряжений при кручении.

состояния образца (рис. 8) и, как следствие, его напряженное состояние (рис. 9). Неравномерность и создает необходимые предпосылки для развития винтовой локализации деформации.

По длине образца неравномерность напряженного состояния не остается постоянной: наибольшие всплески сдвигающих напряжений возникают в области сопряжения рабочей части с головками и уменьшаются затем к середине образца, что и создает определенную величину градиента деформаций (рис. 10). Становится понятной равновероятность возникновения двух- и четырехзаходного винта локализации деформации: в случае, когда неравномерность напряженного состояния у обеих головок совпадает по направлению или различается относительно мало (по углам), то появляется двухзаходная линия, если неравномерность существенно не совпадает, то наблюдается четырехзаходная.

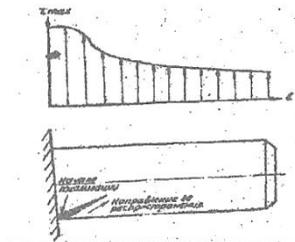


Рис. 10. Неравномерность напряжений по длине образца.

Из-за резко неоднородного деформированного и напряженного состояния при кручении в радиальном направлении локализация деформации не распространяется до оси образца, и при его изучении по осевому сечению мы можем четко наблюдать ее распределение по изменениям структуры и

свойств. Вследствие разной величины деформации образца на оси и поверхности его возникают значительные осевые усилия, в результате чего поверхностные слои при больших деформациях сильно сжаты, а внутренние растянуты. Сжатие при этом имеет настолько большую величину, что поверхностные слои деформируются в условиях сжатия, вызывая иногда увеличение длины пробы.

Развитие локализации деформации и ее проявление в эксперименте зависят, во-первых, от геометрии образцов (масштабного фактора) и, во-вторых, от свойств изучаемого металла. Влияние геометрии сводится к соотношению размеров пробы, определяющих величину деформации и напряжений, и условий сопряжения рабочей части образца с захватами машины. Чем грубее выполнены последние, тем при меньшей деформации создаются условия к возникновению локально деформированных объемов.

Свойства самого образца, определяющие появление локализации деформации при кручении, влияют через соотношение общей пластичности, порога локализации по деформациям и напряжениям и порога разрушения [18]. Чем выше общая пластичность металла, тем больше предпосылок к яркому проявлению винтовой локализации деформации и вообще локализации. При недостаточно высокой пластичности (но не хрупкости!) может произойти разрушение от сдвига по винтовой линии и разделение половинок образца по поверхностям, перпендикулярным ей [9]. При значительной пластичности и низком пороге локализации, а также достаточно высокой разнице между ним и порогом разрушения может быть причиной отсутствия винтовой локализации вообще. Таким образом, изучая винтовую локализацию деформации при кручении необходимо проводить тщательный анализ условий опыта, масштабного фактора, условий заделки головок пробы и физико-механических свойств металла.

При достаточно большой величине деформации кручения возникает другой вид локализации формоизменения – сосредоточенное течение обкручивания образца в плоскости, перпендикулярной его ос, наступает вследствие существенной трансформации деформированного и напряженного состояния после очень большой деформации. Причиной ее является усугубление неравномерности течения, возникновение растяжения образца и появление, хоть и слабо выраженной, но шейки в поперечном направлении. Не исключено, что при этом определенное значение имеет то факт, что угол наклона линии винтовой локализации по отношению к образующей цилиндрической поверхности приближается к 90° и значительно ускоряет развитие радиальной локализации.

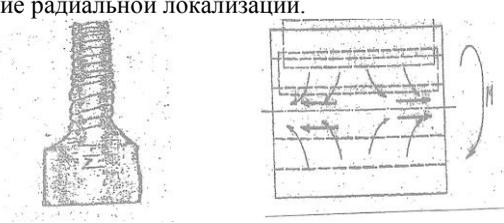


Рис. 11. Сужение площади поперечного сечения при кручении.

Рис. 12. Истечение металла центральных слоев при кручении.

Радиальная локализация деформации при кручении сверхпластичных алюминиевоциновых образцов оказывается очень значительной: общее сужение площади поперечного сечения достигает 23%. Но здесь сужение не может достигать столь больших величин, как при растяжении, хотя его величина и достаточная для заметного растяжения образцов и даже для уменьшения их сечения

Поскольку опыты на кручение ставятся, как правило, с применением «плавающих» захватов, то изменение длины образцов может быть вызвано только действием внутренних сил, развивающихся благодаря появлению третьего вида локализации при кручении - осевой локализации деформации. Она возникает вследствие неравномерности деформированного состояния по сечению пробы: в центре образца возникает напряженное состояние сжатия, благодаря чему центральный слой металла истекает по оси образца, удлиняя его. Вообще явление осевой локализации формоизменения при кручении в настоящее время не изучено (рис. 12).

Локализация формоизменения при других технических процессах обработки металлов давлением изучена еще слабо. Имеются только данные о сложнейшем и многообразнейшем развитии этого явления при прессовании металлов [17, 18, 99], когда внутри контейнера возникает сложное обратное движение отдельных слоев слитка, оказывающее зачастую неблагоприятное влияние на качество продукции. Локализация деформации при листовой штамповке проявляется в виде образования складок на заготовке, трещин и разрывов из-за очень большого локально деформированного объема тонколистовой заготовки [23].

1.3. О физической природе локализации пластической деформации [Пресняков А.А. Локализация пластической деформации, Алма-Ата : Наука, 1981, С.102-109]

В предыдущих главах мы рассмотрели основной литературный и экспериментальный материал, касающийся проявления и развития локализации деформации при пластическом формоизменении металлов и сплавов, он оказался большим, интересным и, в известной мере, противоречивым. Для полного суждения о физической природе локального течения его пока явно недостаточно. Однако актуальность проблемы требует обобщения имеющихся данных для определения основных направлений изучения локального формоизменения, создания рабочей гипотезы, позволяющей выстроить данные в единую целостную систему. Попытаемся сформулировать такую рабочую гипотезу.

Анализ многочисленных экспериментальных материалов о развитии локализации формоизменения при пластической деформации дает

возможность назвать ряд твердо установленных, основополагающих фактов, которые должны послужить исходным пунктом для дальнейших обобщений.

1. Основные данные по проявлению пластичности и хрупкости металлических материалов (да и неметаллических) говорят о том, что всякое пластическое течение осуществляется через локализацию деформации в стадии равномерного формоизменения посредством возникновения и затормаживания так называемых "бегающих шеек", на стадии локального течения путём устойчивого развития шейки. Таким образом, первым главным моментом будет утверждение, что пластическая деформация с самого начала ее развития есть определенное и закономерное протекание локализации деформации. Где нет локализации пластического течения, там нет и пластичности вообще.

Хрупкость - это тот случай формоизменения, когда по каким-то причинам развитие локализации деформации становится невозможным, разделение частей образца происходит при этом без заметной пластической деформации. Правда, существует мнение, что при хрупкости имеет сверхвысокая локализация деформации [98], но эта точка зрения не подтверждена экспериментальными данными и не может приниматься безоговорочно. Наличие искажений и дефектов на поверхности разрушения при разрыве хрупких образцов, похожих на наблюдаемые при всяком разрушении, говорит только о сходстве процесса разделения частей кристаллической решетки, а не о наличии пластической деформации.

2. При пластической деформации проявляются три стадии формоизменения: стадия равномерного течения, при которой образец остаётся макроскопически однородно деформированным, получает изменение размеров за счет "бегающей шейки", т.е. попеременного локального и скачкообразного деформирования; стадия локального течения, когда возникает и устойчиво развивается область местных больших и очень больших деформаций - шейка. При экспериментах часто обнаруживается, что развитие шейки происходит за счет возникновения замораживания "шейки в шейке", т.е. путем опять-таки «бегающей» шейки. Третья стадия деформации, предшествующая разрушению, проявляет всегда и сводится к увеличению равномерности течения и получению исключительно больших местных деформаций, в литературе названа истинной сверхпластичностью. Исследования этого завершающего периода деформации показывают, что пульсирующий характер ее (бегающая шейка) сохраняется и здесь, часто сопровождаясь сильнейшим.

Таким образом, экспериментальные факты говорят о том, что при пластическом формоизменении свойства деформируемого металла не остаются постоянными, а меняются скачкообразно, обнаруживая разные по природе стадии деформирования, отличающиеся между собой модулями упрочнения, значениями сопротивления деформированию и ходом локализации деформации: неустойчивой, устойчивой и завершающейся локализацией.

3. Обобщенная кривая локализации деформации, описывающая корреляцию между текущим коэффициентом локализации и полным сужением,

представляет собой для чистых металлов и ненасыщенных тверд растворов (по крайней мере, для сплавов на основе меди) кривую, ход которой не зависит ни от температуры, ни от состава ненасыщенных твердых растворов.

Таким образом, возникает положение об атермичности локализации пластической деформации и пластической деформации вообще. Конкретные конечные показатели свойств технических сплавов имеют, разумеется, при разных температурах, различные значения, описывая ход деформации при конкретных условиях, но зависимость между текущим сужением и коэффициентом локализации деформации остается неизменной.

Трансформация развития пластической деформации и, естественно, локализации деформации могут протекать при превращениях в деформируемых образцах в очаге локализации (развитие старения, растворение частиц вторых фаз, упорядочение, распад твердого раствора, рекристаллизация и т.д.). К сожалению, закономерности влияния превращений на ход локализации деформации в настоящее время исследованы недостаточно полно. Положение об атермичности пластической деформации представляет исключительно большой интерес и нуждается в самом подробном изучении. В случае его экспериментального подтверждения многие положения теории пластичности будут нуждаться в пересмотре.

4. Обобщенная кривая локализации деформации состоит из двух ветвей. при растяжении до сужения порядка 0,7-0,8 локализация деформации развивается относительно слабо, коэффициент ее не превышает значений 2 - 3, при большем сужении интенсивность этого процесса возрастает сильнейшим образом, и коэффициент увеличивается до значений десятков и сотен. Соответственно этому уменьшается локально деформируемый объем пробы и истинные скорости деформации в минимальном сечении.

Характер перелома обобщенной кривой локализации деформации в области сужений 0,7 - 0,8 носит характер изменений свойств, сопутствующих обычно фазовым и структурным превращениям. Приняв такую точку зрения за основу дальнейшего анализа локализации деформации, приходим к выводу, что процесс деформации вообще есть ряд структурных превращений деформируемого материала: первое из них развивается в точке, где упругое формоизменение сменяется пластическим (признак - сильнейшее изменение модуля упрочнения), второе - в точке начала устойчивой локализации деформации (признак - образование устойчивой шейки, снижение модуля упрочнения ниже некоторого предела), третий - в точке острейшей интенсификации локализации деформации. Некоторые авторы само разрушение рассматривают как фазовое превращение [141].

Доказательством развития при пластическом течении деформационных превращений являются результаты работ В.В. Рыбина [137, 138]. Можно предположить, что структурные изменения, наблюдающиеся при переходе от равномерного течения к сосредоточенному, есть не причина развития локализации деформации, а следствие протекания превращений под действием и в продолжение формоизменения. Другими словами, и

локализация деформации, и изменение дислокационной структуры есть не что иное, как следы возникновения и протекания деформационных превращений при пластическом течении (кстати, исследуются они уже после деформации).

Таким образом, анализ изменений свойств деформируемого тела по-топает представить пластическую деформацию как ряд следующих друг ж другом структурных превращений, кардинально меняющих свойства материала и трансформирующих развитие пластического формоизменения пу тем влияния на протекание процесса локализации деформации.

Следовательно, возможно ввести представление о новом классе пре-ращений твердых тел - о деформационных превращениях, развивающихся под действием деформации и только в ее течении.

5. Это положение о деформационных превращениях имеет большое значение для проведения исследований процесса пластической деформации вообще и деформированного состояния в частности. Дело в том, что если изменение состояния деформируемого твердого тела наступает под действием и в течение пластической деформации, то, во-первых, исследование этого процесса для получения достоверных физических характеристик его развития и состояния материала необходимо проводить в процессе самого деформирования, а не после его завершения, как это делается сейчас. Прекращение пластической деформации в ходе таких экспериментов связано с кардинальным изменением состояния. Во вторых, исследование деформируемого тела при малых пластических деформациях дает достоверные опорные сведения только о малых деформациях. Закономерности, полученные в этих опытах, нельзя распространять на большие и очень большие формоизменения.

При исследовании пластического течения необходимо четко разгра-нничивать понятия о пластической деформации и последеформационном состоянии. Они принципиально не адекватны, различаются по основным характеристикам и их изучение необходимо проводить в соответствующих условиях. Это главное требование к изучению деформации и деформированных состояний.

Аналогичным образом следует различать текущий при деформации и последеформационный наклепы: их природа различна, так как первый из них характеризуется только изменениями, вызванными деформацией и прямыми деформационными превращениями, а второй характеризуется еще всевозможными изменениями, связанными дополнительно с обратными деформационными превращениями. Взаимодействие этих процессов давать очень сложные эффекты. К сожалению, эти проблемы в настоящее время мало изучены.

6. Как описано выше, ход пластической деформации практически полностью определяется процессами, протекающими в области локализации деформации, будь то в зоне бегущей или устойчиво развивающейся в процессе деформации, интенсивно взаимодействуют друг с другом, вызывая такие интересные эффекты, как провалы пластичности, сверхпластичность, истинную сверхпластичность, деформационное старение,

перекристаллизацию, динамический отдых, динамическую рекристаллизацию, т.е. кардинальное изменение свойств твердых тел и, в частности, металлов и сплавов. Очевидно, что все сложные процессы, развивающиеся при деформировании и определяющие ход пластической деформации, протекают главным образом в области локализации деформации.

Таким образом, очаг локализации формоизменения при пластическом течении и является той "кухней", в которой осуществляется взаимодействие деформационных и обычных превращений, обуславливающих те или иные аномалии свойств твердых тел, возникающие в процессе формоизменения. Именно изучение этой области деформирующегося образца и может дать объективные сведения о физической природе явлений, определяющих пластическое течение. Всякие исследования равномерно деформированных зон образца, даже в процессе деформирования, принципиально не могут дать полной информации о причинах и ходе формоизменения.

Исследование области локально деформированного металла осветит детали процессов взаимодействия деформации и превращений, поможет открыть их закономерности, использовать их для усовершенствования технических процессов деформирования.

7. В настоящее время можно считать твердо установленным, что гипотеза С.И. Губкина [16-18] о связи локализации деформации с действием максимальных напряжений соответствует действительности. Область локального течения появляется в зонах образца, где тангенциальные напряжения максимальны по величине и достигают некоторого количественного предела, а затем распространяются под действием градиента напряжений, также достигшего критического значения, на соседние области. Это дает нам предпосылки для усовершенствования технических процессов деформации: возбуждая искусственно в очаге деформации области со значительной величиной сдвигающих напряжений и распространяя их на весь очаг, мы создаем условия для усиления локализации с соответствующим повышением пластичности и уменьшением сопротивления деформированию, т.е. в конечном счете, можем интенсифицировать процессы обработки металлов. Приведенные в настоящей работе сведения о влиянии на развитие локализации деформации механических колебаний позволяют предположить, что использование их также будет полезно для обработки металлов давлением.

8. Большой интерес представляет обнаружение действия на развитие локализации деформации масштабного фактора. Наблюдение П.О. Пашкова [22], В.А. Бакофена [26] и наши [144] показывают, что с уменьшением минимального размера образцов (минимального диаметра, минимальной толщины плоских проб) полное удлинение резко падает, устраняется сверхпластичное течение в виде получения рекордных удлинений, последнее сильно уменьшается и у обычных образцов. Влияния минимального сечения на показатели удлинения были известны и ранее и учитываются в стандартах на испытания металлических материалов во всех странах. Влияние минимального сечения на удлинение объясняется просто: существует прямая

связь его с величиной локально деформированного объема, последний сильно уменьшается с падением минимального диаметра. Однако при изучении сверхпластичности удлинения уменьшаются и с укрупненным образцов [144].

Этот факт еще раз подчеркивает, что развитие пластической деформации есть макроскопическое явление, которое определяется, прежде всего, процессами, идущими в макрообластях кристаллической решетки. Именно вследствие этих причин при пластической деформации не срабатывает закон подобия [17, 18]. Отсюда следует очень важный вывод, что мистическую деформацию, прежде всего, необходимо изучать в макро-масштабе, исследование ее механизмов на микроуровне не может в полном объеме дать информацию об ее физической природе. Более того, изучение и пластического течения только на уровне дефектов кристаллической решетки, движения атомов и групп атомов может привести к ошибочным теоритическим заключениям.

К сожалению, закономерности действия масштабного фактора на развитие пластической деформации и ее локализации в настоящее время детально не изучены.

9. Обобщение приведенного материала позволяет говорить также о том, что используемые обычно при деформационных исследованиях суждения о кинетике деформирования по скоростям движения инструмента не отражают действительного скоростного режима. Дело в том, что при развитии локализации деформации из-за крайне неравномерного распределения формоизменения и его неравномерности по сечению текущего тела, образец как бы сам "выбирает" более выгодный энергетически интервал скоростей, которые могут отличаться от скоростей инструмента на два-три порядка и более.

С этой точки зрения лишено всякого смысла определение так называемых коэффициентов скоростного упрочнения, якобы отражающих способность тела к равномерному течению. Поскольку при расчетах этой величины не учитываются истинные скорости деформирования, то и получаемые значения не имеют ничего общего с действительностью. Сложность процесса локализации деформации, сопровождающейся, как правило, разупрочнением, делает концепцию о скоростном упрочнении вообще необоснованной.

Таковы основные исходные положения, которые мы считаем возможным рекомендовать для использования при оценке результатов будущих исследований эффекта локализации деформации. Разумеется, это только положения рабочей гипотезы, которые по мере накопления, экспериментального материала будут уточняться, видоизменяться и, возможно, отменяться. Но важность их для постановки дальнейших исследований не подлежит сомнению.

Следует отметить также, что полученные данные о ходе пластической деформации и развитии локализации деформации требуют существенного уточнения теории пластической деформации и представлений о механизмах деформации. В самом деле, ни теория трансляционных сдвигов, ни теория

дислокаций, ни дисклинационная теория, ни теория двойникования, ни диффузионный механизм пластичности не требуют развития локализации деформации, в рамках всех этих теоретических положений возникновение шейки необъяснимо, оно требует дополнительных предположений.

Вызывает возражение прямой переход от изучения макроскопического явления формоизменения к объяснению его развития сразу на микроскопическом уровне с помощью движения дефектов всех видов и перемещения частей кристалла относительно друг друга, при этом упускается из виду проявление макроскопических закономерностей пластической деформации, к которым относится и локализация течения. Во всяком случае, развитие шейки многие исследователи рассматривают как досадное исключение, нарушающее стройную теоретическую систему современного учения о пластичности.

Внимательный анализ всех результатов изучения локализации деформации, особенно на первых стадиях ее развития, убедительно показывает, что пластическая деформация представляет собой процесс попеременного разупрочнения - упрочнения материала (бегающая шейка), развитие которого принципиально не может быть объяснено движением дислокаций или каких-либо других дефектов. Скорее, возникновение этих дефектов, изменение их конфигурации, взаимодействие и движение есть не причина пластического течения, а его следствие, тем более, что изучение этих изменений структуры ведется после деформации, а не вовремя ее развития. Преувеличение роли дефектов и искажений при исследовании пластичности и явное пренебрежение свойствами самой кристаллической решетки в этом процессе мало оправдано. Пластическая деформация является следствием работы под действием внешних воздействий, прежде всего самой кристаллической решетки твердого тела, со всеми особенностями и свойствами ее, а затем уже дефектов и искажений разного РШТЯ; Т.С. пластическая деформация осуществляется путем работы системы "кристаллическая решетка - искажения и дефекты". Отсюда вытекает насущная необходимость тщательного изучения явлений формоизменения в целом и, прежде всего в макроскопическом масштабе. При работе системы возможно также проявление всех механизмов, определяющихся энергетической целесообразностью.

Литература

1. Кузнецов В.Д. Физика твердого тела. Томск.: т.2, 1943.
2. Кик Ф. Механическая технология. Спб.: 1908.
3. Blass E. Stahl und Eisen. 1882,7,283.
4. Давиденков Н.Н., Спиридонова Н.И. Анализ напряженного состояния в шейке растянутого образца. //Зав. лаборатория, 1945, №6.
5. Жуков А.М. К вопросу возникновения шейки в образце при растяжении. //Инж. сб., 1949, т. 5, №2.
6. Nadai A. The Process Required for Rolling Steel strip to ***der ten- ion

- //*Jour. Appl. Mech.*, 1939,6.
7. Надаи А. Пластичность. М.: 1936.
 8. Давиденков Н.Н. О природе шейки при растяжении образ- И in //ЖТФ, 1955, т.25, №5.
 9. Фридман Я.Б. Механические свойства металлов. М.: 1952.
 10. Ишлинский А.Ю. В кн.: Прикладная математика и механика. М.: т.8, 1943.
 11. Kiirber F., Mii1ler V. Vertestigung und Zugtestigkeit. Mitt. V.-W.-Inst. i Gi .nlorschung, 1922, 3, 1.
 12. Павлов Ю.М. Теория прокатки и основы пластической деформации металлов. М.: 1932,1938.
 13. Дзугутов М.Я. Пластическая деформация высоколегированных сталей и сплавов. М.: 1977.
 14. Дзугутов М.Я. Пластическая деформация высоколегированных сталей и сплавов. М.: 1971.
 15. Охрименко Я.М. Кузнечно-штамповочное производство. М.: 1976
 16. Губкин С.И. Ковка и штамповка цветных металлов и их сплавов, м 1940.
 17. Губкин С.И. Теория обработки металлов давлением. М.: 1947.
 18. Губкин С.И. Пластическая деформация металлов. М.: 1960.
 19. Кравз-Тарнавский В.П. Специфическая полоска в стали //Журн. IV Металлург, об-ва, 1928, №3.
 20. Растегаев М.В. О неравномерности деформации при осадке//Вестник машиностроения, 1958, №10,
 21. Растегаев М.В., Данильченко А.И., Дзугутов М.Я., Виноградов И И и Равномерное сжатие. В кн.: Труды Всесоюзного совещания прокатчиков. М.: 1962.
 22. Пашков П.О. Разрыв металлов. Л.: 1960.
 23. Пашков П.О., Братухина В.А. О распределении пластической деформации в поликристаллических металлах. //ФММ, 1958, №6.
 24. Пресняков А.А. Локализация пластической деформации. Алма- Лпг. 1973.
 25. Пресняков А.А. Сверхпластичность металлов и сплавов. //Постник АН КазССР,1971, №8.
 26. Backofen W.A., Turner J.R., Avery D.A. Superplasticity in Al-Zn-Alloy. //Transaction of the ASM, 1964, 57,980-990.
 27. Бондарев Ю.Е. Равномерное удлинение металлов. Труды Хим.- м.ч ин-та Сиб.отд. АН СССР, 1960, вып. 14.
 28. Бондарев Ю.Е. Деформированный объем при растяжении. Труды им. мет. ин-та Сиб.отд. АН СССР, 1960, вып. 14.
 29. Чаплинский И.А., Кашеев А.Ф., Колмогорова В.П. О поправках к шпрнженному состоянию в шейке образца. Труды Хим.-мет. ин-та (нб.отд. АН СССР, 1960, вып. 14.
 30. Хлопотов О.Д. О равномерной остаточной деформации. //Металловедение и термич. обр. металлов, 1974, №2.
 31. Gamshita N. //Trans, of Japan Soc. Meehan. Engrs., 1966, 9, 36, 637-

32. Klepaczco J. //Inst. J. Mech. Sci., 1968, 10, 297-313.
33. Tomason P.F. //Inst. J. Mech. Sci., 1969, 11, 481-490.
34. Пинес Б.Я. Кручение однокристалльной каменной соли. //ЖРФХО 1926, №3.
35. Якутович Н.В., Рыбалко Ф.П. Неравномерность деформации //ДАН СССР, 1948, Т.60, №2.
36. Рыбалко Ф.П. Якутович Н.В. Устойчивая и неустойчивая макролокализация деформации. // ФММ, 1957 т. 4, №3,
37. Романов О.Н., Зима О.В. Особенности вязкого разрушения высокопрочных сталей при кручении. //Физ.-хим. мех. материалов 1969 т.5, №5.
38. Гуневич Л.И., Коцюбин О.А., Коршунова Т.Д. Исследования поведения высокопрочных сталей при кручении. Труды Сев.-зап. заочн. политехи, ин-та, 1973, №6.
39. Афендик Л.Г., Бессонов В.Г. О пластическом кручении цилиндрических стержней. //Зав. лаборатория, 1950, №2.
40. Зилова Т.К., Ремеско Н.П., Фридман Я.Б. О развитии шейки.// ФММ, 1957, т.4, № 3.
41. Рыбалко Ф.П., Ремеско Н.Л., Фридман Я. Б. //ФММ, 1957, т.5, №
42. Ziner K., Hollomon A. //Jour. Appl. Phys., 1944,15.
43. Sauer A. Trans. Amer. //JIMME, 1924,206,928.
44. Guenssler A., Castro R. //Rev. met., 1957, 55, 1023.
45. Ghosh A., Duncan V.Z. //Inst. of mech. Sci., 1970, 12,499.
46. Chen X., Erdmann-Esnitzer A. //Archiv fur Eisen-hiit. 1969, 40 2 125.
47. Бриджмен П. Исследование больших пластических деформаций и разрыва. М.: 1955.
48. Губкин С.И., Головин В.А., Затуловский М.И., Бельский Е.И., Пресняков А.А. и др. Деформируемость металлов. М.: 1953.
49. Пресняков А.А. Пластичность металлических сплавов. Алма-Ата' 1959.
50. Пресняков А.А. Физическая природа аномалий пластичности у металлических сплавов. Алма-Ата.: 1963
51. Пресняков А.А., Самойлов А.В., Червякова В.В. Пластичность технических сплавов. Алма-Ата: 1963.
52. Пресняков А.А. Хладноломкость. Алма-Ата: 1967.
53. Пресняков А.А. Сверхпластичность металлов и сплавов. Алма- Ата: 1969.
54. Пресняков А.А., Червякова В.В. Природа провалов пластичности у металлических сплавов, Алма-Ата: 1970.
55. Червякова В.В., Пресняков А.А. Сложные латуни и бронзы. Ал-гии Аш 1974.
56. Грабский М.В. Структурная сверхпластичность металлов. 1975.
57. Булат С.И., Тихонов А.С., Дубровин А.К. Деформируемость неоднородных сталей и сплавов. М.: 1975.
58. Кайбышев О.А. Пластичность и сверхпластичность металлов. М.: АТ

59. Тихонов А.С. Эффект сверхпластичности металлов и сплавов, м., 19/Н
60. Давиденков Н.Н., Чучман Т.Н. Обзор современных теорий хлад И,ОСТИ, в кн.: Исследование по жаропрочным сплавам, т.2. Л.: 1957
61. Часников А.Я. Влияние предварительной деформации на разви- ,Н .МПМНЛИЙ свойств меди и некоторых ее сплавов. Автореф канд. дис. Амии Дтн, 1971.
62. Борисенко Н.Д. Изучение процесса формоизменения бескислор-рмами медь при растяжении. - Автореф.канд.дис. Свердловск, 1978.
63. Сусаков В.Н. Исследование и совершенствование процесса прокатки латуни. -Автореф.канд.дис. М., 1979.
64. Пресняков А.А. Метастабильность сплавов и сверхпластичность. АИ 1975.
65. Червякова В.В. Исследование пластичности алюминиевых сплавов в зависимости от состава и температуры. Автореф. канд. дис. М., 1959.
66. Мофа Н.Н., Аубакирова Р.К., Пресняков А.А., Каменов К.К. Влияние предварительной деформации на развитие формоизменения при| растяжении алюминия. //Изн. АН КазССР. Сер.физ.-мат., 1973, №4.
67. Ключников Ю.Ф. Природа аномалии свойств латуней. Автореф. канд. дис., Алма-Ата, 1964.
68. Чернышева Ю.П. Исследование особенностей изменения свойств меди и сплавов. Автореф. канд. дис., Алма-Ата, 1970.
69. Кочиев М.И. О соответствии температур аномального изменения свойств меди, ее соединений и сплавов. //Изн. АН СССР. ОТН, 1956, №12.
70. Федоров А.Ф. О превращениях в кристаллическом состоянии сплавов Al-Zn. //Жури. Рус.физ.-хим. об-ва, 1917, 49, с.394-407.
71. Tiedeman O. Bemerkungen zum System Aluminium-Zink. //Zeits. Fur physic. Chemie. 1942, A.161, 133.
72. Bolgin Ovidin //Met. Acad. RPK, 1962,7,12.
73. Смирнов-Аляев Г.А., Розенберг В.М. Теория пластических деформации металлов. М.-Л.: 1956.
74. Ильюшин А.А. Пластичность, 1948.
75. Сокольский В.В. Теория пластичности. М.: 1946.
76. Соймин Н.Я., Пресняков А.А. О некоторых особенностях кривых растяжения свинца. //Зав. лаборатория, 1971, №12.
77. Аубакирова Р.К., Пресняков А.А., Карпенюк А.Н., Мофа Н.Н.! н чсия звтсктоида алюминий-цинк после горячей прокатки. В кн.: Новые данные о сверхпластичности металлов и сплавов. Алма-Ата-Деп. в ВИНТИ, 1971, № 3074-71.
78. Аубакирова Р.К., Пресняков А.А., Мироненко Ю.П., Карпенюк А.Н. Стадийность деформации при развитии сверхпластичности. В кн.:

- Новые данные о сверхпластичности металлов и сплавов. Алма-Ата-Деп в ВИНТИ, 1971, № 3074-71.
79. Борисенко Н.Д., Соймин Н.Я. Пресняков А.А. Изучение истинных напряжений течения при растяжении меди. В кн.: Новые данные о сверхпластичности металлов и сплавов. Алма-Ата-Деп в ВИНТИ 1971 №3074-71.
 80. Мофа Н.Н., Аубакирова Р.К., Пресняков А.А., Каменов К.К. Влияние предварительной деформации на развитие формоизменения при растяжении алюминия. //Изв. АН КазССР. Сер.физ.-мат., 1973, №4.
 81. Пресняков А.А., Поллохов В.В., Аубакирова Р.К., Горбачева Л.К., Середкина Ф.И. Метод оценки локализации деформации при растяжении. //Зав. лаборатория, 1978, № 6.
 82. Поллохов В.В., Пресняков А.А. Количественная оценка локализации деформации при осадке и кручении. //Зав. лаборатория, 1979, №3.
 83. Клоповская М.В., Пресняков А.А., Соймин Н.Я. Особенности перехода осаживаемого металла на контактную поверхность бойков. Труды Фрунз. политехи, ин-та, 1973, вып. 60.
 84. Яровчук А.В., Пресняков А.А., Особенности развития локализации деформации при кручении сверхпластичного сплава цинк+22% алюминия. //Изв. ВУЗов. Цветная металлургия, 1977, №3.
 85. Пресняков А.А. Физика процесса прокатки. Алма-Ата: 1959.
 86. Выдрин В.И. Процесс прокатки-волочения. //Изв. ВУЗов. Черная металлургия, 1970, №5.
 87. Kravchenko V. Berg und Huttenmanische Mondthette. 1977, 7,255-260
 88. Родзевич-Белевич. К теории опережения при прокатке. //ЖРМО, 1912, №5
 89. Верещагин Н.С. Определение работы при продольной прокатке. Спб.: 1911,
 90. Гутовский Н.В. Теория формоизменения и мощность при прокатке. М.: 1935.
 91. Пресняков А.А. Развитие локализации деформации при сверхпластичном течении материалов. В кн.: Горячая обрабатываемость сталей Острава (ЧССР): 1978.
 92. Пресняков А.А. Развитие локализации деформации при сверхпластичном течении материалов. В кн.: Тез. докл. конф. Сверхпластичность металлов. Уфа, 1978.
 93. Золотаревский В.С. Механические испытания и свойства металлов. М.: 1974.
 94. Пресняков А.А. Изучение основных физических факторов прокатки в направлении его интенсификации. Автореф. канд.дис., Минск, 1952.
 95. Пресняков А.А., Умурзаков Т.А., Карпенюк А.Н. О равности деформации образца при сверхпластичном формоизменении. Н И ЛИ СССР. Сер.металлы, 1976, №4.

96. Пресняков А.А. Определение пластичности металлов. Алма-Ата:
97. |ЖИ О у,
98. Ужик Т.В. Еще раз о сопротивлении обрыву как новом критерии пости. //Изв. АН СССР. ОТН, 1951, №11.
99. Степанов А.В. О причинах преждевременного разрыва. //Изв. АН| I (П (гр.физ., 1937, №6.
100. Истомина П.С. Прессование металлов. М.: 1946.
101. Король В.К., Перлин И.Л. Сопротивление деформированию, , ЦАМ 9-1,5 в интервале температур горячей обработки. //Изв. и !, Ж Цистная металлургия, 1959, №5.
102. Ушаков Е.В., Новиков И.М. Установка для синхронного фикси- , лишим усилий и размеров образца при сжатии и растяжении. В кн.. Во- н| пластической деформации металла. М.: 1962.
103. Шапошников Н.А. Механические испытания металлов. М.-Л.
104. Дсп. в ВИНТИ, 1971, №3074-71.
105. кг,
106. Пресняков А.А. Истинная сверхпластичность металлов и спла- //ДАП СССР, 1971, т.200, №2.
107. мофа Н.Н., Пресняков А.А., Аубакирова Р.К. Деформационное in же алюминия при растяжении. //ФММ, 1975, т.40, № 4.
108. Мофа Н.Н., Пресняков А.А., Аубакирова Р.К. Влияние содержа- тити на вид кривых течения сплавов системы алюминий-цинк. I ,, иловодние и термическая обработка металлов, 1978, №2.
109. Аубакирова Р.К., Пресняков А.А., Карпенюк А.Н. Влияние и,1,,|П I сльной деформации на кривые течения литого сплава алюминий- . || к и.:
110. Новые данные о
111. сверхпластичности металлов и сплавов. Ал-
112. Соймин Н.Я. Исследование истинных напряжений течения свинца, олова и алюминия при растяжении. Автореф. кятт дис., Алма-Ата,
113. Надаи А. Пластичность и разрушение твердых тел. Т.2. М.: 1969.
114. Франкелзон А.Г., Варгасова Э.В., Киселева Ю.А. Равномерное удлинение как предельная характеристика пластичности металлов. Труды Сиб. науч.-исслед. ин-та метрологии, 1969, вып 1.
115. Кроха В.А. Кривые упрочнения металлов при холодной дефор-мации М.: 1963.
116. Ажибаева С.М., Кравченко Г.Н., Пресняков А.А. О трех перио-дах растяжения сверхпластичного сплава. В кн.: Новые данные о сверх-3074ТМТМ°ТМ металлов и сплавов- Алма-Ата: Деп. в ВИНТИ, 1971, №
117. Борисенко Н.Д., Пресняков А.А., Соймин Н.Я. Исследование процесса растяжения медных сплавов с применением киносъемки. //Зав. лаборатория, 1973, № 8.
118. Клоповская М.В., Пресняков А.А., Соймин Н.Я., Мироненко Ю.П. Исследование кривых течения свинца при осадке. //Изв. АН СССР Сер. Металлы, 1971, №1.

119. Аубакирова Р.К., Кузьмин С.Л., Лихачев В.А., Мышляев М.М., Пресняков А.А., Чалаев Д.Р. Сверхпластичность эвтектоида алюминий-цинк при кручении. Черноголовка, 1977.
120. Беляев С.Е. Влияние размера образцов на чувствительность к надрезу сталей и сплавов. //Зав. лаборатория, 1949, №7.
121. Плеханов Н.Т., Ратнер С.И. Масштабный эффект у пластичных материалов. //ЖТФ, 1954, т. 24, № 3.
122. Ужик Г.В. Масштабный фактор в связи с оценкой прочности металлов и расчетом деталей машины. //Изв. АН СССР. ОТН. 1955, №11.
123. Шевандин Е.М., Разов И.А., Решетникова Р.Е., Серпенинова ?.;ТЛ"РИР°ДС "жабного фактора при разрушении металлов. //ДАН.СССР, 1957, т.113, № 5. Разов И.Д., Шевандин Е.М., Ефимов А.В. Влияние масштабного фактора на деформационную способность металлов. //ФММ 1959 Т 8 №6.
124. Волков С.Д. О масштабном эффекте при сложном напряженном состоянии. //ФММ, 1956, т.2, № 3.
125. Рошупкин В.Г., Пресняков А.А., Мироненко Ю.П., Альсепои У.К. Установка для исследования сверхпластичности металлов и сплавов //Зав. лаборатория, 1973, № 3.
126. Пресняков А.А., Аубакирова Р.К., Горбачева Л.К., Дегтярева А.С. Изменение текущих скоростей деформации при растяжении сверхпластичных образцов. //ФММ, 1979, т. 47, №5»
127. Кайбышев О.А., Саликов С.Я. Об измерении параметров пла-ни в условиях сверхпластичного течения. //Зав. лаборатория, 1977,
128. Пресняков А.А., Середкина Ф.И., Сугаков В.Н. Локализация де- 11 ,|i, мпии меди и некоторых латуней. //Проблемы прочности, 1981, №4.
129. Кравченко Г.Н., Ажибаева С.М., Пресняков А.А. Локализация . .|...,мицим при растяжении со сверхпластичностью. В кн.: Новые данные пластичности металлов и сплавов. Алма-Ата: Деп. в ВНИИ , 'i/, N"3074-71.
130. Ажибаева С.М., Кравченко Г.Н., Пресняков А.А. О трех перио- ,, Ив имения сверхпластичного сплава. В кн.: Новые данное о сверх- н ни ш*Имости металлов и сплавов» Алма-Ата: Деп. в ВНИИ
131. Кравченко Г.Н., Ажибаева С.М., Пресняков А.А. Равномерная ,,формация сверхпластичного сплава. В кн.: Новые данные о сверхпла- hni'iHui |и металлов и сплавов» Алма-Ата: Деп. в ВИНТИ, 1971, 2
132. Кравченко Г.Н., Пресняков А.А., Ажибаева С.М., Дуйсемалиев I п к и и и не предварительной деформации на локализацию формоизмен- н, нпи при развитии сверхпластичности. В кн.: Машиностроение. Вып.2. и и Д НI, 1973.
133. Кравченко Г.Н., Пресняков А.А. Методика определения истин- ,Н, V, ко рений деформирования в период локализации формоизменения./ Ын иаборатория, 1973, №.9.

134. Аширимбетов Ж.А., Умурзаков Т.А., Аубакирова Р.К. Пресняков А.Н. Исследование начала развития эффекта истинной, и, jIN и пластичности. В кн.: Прикладная и теоретическая физика. Вып.6, Мн Д ин. 1974.
135. Иорисенко Н.Д., Пресняков А.А., Соймин Н.Я. Развитие эффекта поли сверхпластичности у меди. В кн.: Свойства меди и сплавов на ПНППО. Алма-Ата: 1975.
136. Яровчук А.В., Пресняков А.А. Особенности развития локализации, , формации зветктоида алюминий-цинк при кручении. В кн.: Сборник докладов Всесоюзного научного семинара "Сверхпластичность I I омш". М.: 1976.
137. Рубцов А.С., Рыбин В.В. Структурные особенности пластиче-, оп т формации на стадии локализации течения. //ФММ, 1977, т.44, №3. ^
138. Рыбин В.В. Физическая модель явления потери механической , .МПШНОСТН и образование шейки. //ФММ, 1977, т.44.
139. быков В.М., Лихачев А.В., Новиков Ю.А., Сербина Л.Л., Шибаму I и Фрагментирование и динамическая рекристаллизация в меди при о в к и очень больших пластических деформациях. //ФММ, 1978, т.45,
140. Пресняков А.А. Сверхпластичность металлов и сплавов, и т.,к АП КазССР, 1971, №8.
141. Плечев В.Н. Процесс разрушения как фазовое превращение. //Проблемы прочности, 1974, № 6.
142. Пресняков А.А., Ермолаев В.Н. Структурные изменения, на-блюдаемые при локализации пластической деформации в шейке образца при разрыве.//Изв. АН СССР, 1981, №5.
143. Пресняков А.А., Мофа Н.Н., Аубакирова Р.К. К вопросу о влиянии испытательной машины на механические свойства алюминиевых сплавов. //Зав. лаборатория, 1981, № 8,
144. Альсенов У.К., Пресняков А.А. Влияние масштабного фактора на развитие сверхпластичного течения зветктоида алюминий-цинк. Алма- Ата: 1978.

1.4. Методологические аспекты исследования пластичности [Пресняков А.А. Материаловедение конструкционных материалов сельскохозяйственных машин, Алма-Ата, 1986, С.3-14]

В науке о пластичности в настоящее время достигнуты определенные успехи, однако ряд вопросов остается недостаточно исследованным, а многие эффекты, развивающиеся при деформации, оказываются, по меньшей мере, непонятными. Расчеты, выполняемые на основе существующих теорий пластического течения, в основном носят оценочный характер и отражают действительность только при относительно небольших степенях деформации, большие степени формоизменения, особенно при сложных системах нагружения, вообще не поддаются аналитическому описанию и

расчету [1,2].

В то же время при исследовании пластических свойств, а также их аномалий накапливается все большее количество материалов о своеобразии развития пластического течения, которые не вписываются в современные теории пластичности. Все это заставляет проанализировать имеющиеся теоретические представления о пластичности с точки зрения подхода к этому феномену, как физическому явлению [3-6].

Методологический анализ позволит наметить пути научного подхода к созданию более совершенных взглядов на пластическое течение и сохранить время, силы и средства, отказавшись от исчерпавших себя на сегодня гипотез.

Методологический подход к пластичности до самого последнего времени сводился к представлению о квазиравномерном течении деформации. Неравномерность допускалась при анализе смещения частей кристалла друг относительно друга по плоскостям скольжения, при протекании двойникования, развитии диффузионной пластичности и межзеренных сдвигов при деформации. Однако эти неравномерности оказывались равномерно распределенными по всему объему деформированного тела. Средняя концентрация их принимается постоянной в любом макроскопическом объеме деформируемого тела. Другими словами, выбранный произвольно элементарный объем в любом месте пластического тела мог быть цпжтирован в любую другую область его, и при этом сохранялись постоянными основные характеристики состояния при одинаковом значении σ и ϵ деформации.

Практически ничто не изменилось при введении в теорию пластичности гипотезы о дислокационном строении кристаллических тел [7-9]. Квазиравномерность деформации распространилась на микромасштаб тела, а новые виды дефектов кристаллического строения (линейные и винтовые дислокации, сверхдислокации, определенные дислокационные структуры дислокационные «стенки», «леса», «облака» и прочие) остались квазиравномерно распределенными при деформации. Представление о равномерности развития деформации в первом приближении сохранилось и после использования исследователями дислокационного течения.

В последнее время наблюдается тенденция к восстановлению в правах положений о коллективном согласовании движения атомов при деформации с помощью введения дислинационной гипотезы пластичности, когда большое значение приобретают представления о «вращательных модах деформации», которые в предельном случае мыслятся как «перекачивание» отдельных искаженных областей кристалла (дисклинаций) друг по другу.

Квазиравномерная модель пластической деформации создает определенный методологический аспект исследования структуры и свойств деформируемого тела. Представление о том, что любой элементарный объем равноценен всему текущему телу, и данные, полученные при его изучении, можно распространять на весь рабочий объем. Это приводит к определенному произволу в постановке экспериментов: любая, удобная для изучения часть образца считается адекватной по структуре и свойствам всей

пробе. Резкое снижение статистики результатов происходит из-за не точного определения дисперсии в строении структуры и свойств. Некоторые, так называемые «типичные структуры», принимаются за действительные. На самом деле, они могут оказаться в высшей степени случайными. Погоня за «типичными» структурами в ряде случаев приводит к субъективному отбору нравящихся исследователям картинок, на основе анализа которых делаются далеко идущие выводы [11,12].

Другим примером является определение механических свойств деформированных или деформирующихся образцов с помощью методов твердости или микротвердости. При принятии модели квазиравномерной формации количество экспериментальных точек может быть невелико, а данные, полученные при эксперименте, распространяются обычно на весь рабочий объем. И хотя показатель твердости усредняет свойства достаточно большой области, неравномерности течения должны обуславливать достаточно осторожный подход к трактовке экспериментального материала [3-5].

Такой же методологический подход используется при исследовании рекристаллизации после пластической деформации. В этом случае концепция квазиравномерности течения приводит к тому, что ученые распространяют данные, полученные на небольшом элементарном объеме, на весь образец, что в ряде случаев приводит к ошибочным представлениям [13]. Квазиравномерная модель пластической деформации используется и при оценке и расчетах скоростей пластического течения, которые при этом значительно упрощаются, и даже в сложном по строению очаге деформации их определение не представляет особого труда [14,15].

Таким образом, применение при исследовании пластичности общепринятой модели квазиравномерного течения металла, сводящейся к утверждению о равномерном в макромасштабе распределении деформации, дефектов и искажений, связанных с формоизменениями, а также равномерности в изменении свойств при этом принесло определенные успехи, как в научном отношении, так и в решении технологических задач обработки металлов давлением.

Однако относительно давно, пожалуй, даже одновременно с изучением пластической деформации, были получены первые данные о развитии пластичности через неравномерное протекание этого процесса [16,17]. Сначала это касалось только процесса растяжения, когда при больших деформациях развивается ярко выраженное местное утонение образца в виде так называемой шейки [3-10]. Более поздние исследования, процессов осадки и прокатки, а также прессования обнаружили своеобразное развитие «шейки» и при этих технологических процессах. Эти неравномерности пластического течения были названы «конусами скольжения», «зонами затрудненной деформации» или «особыми объемами» [4-19]. Стало ясно, что и в процессах формоизменения без использования растягивающих напряжений неравномерность пластического течения проявляется достаточно четко. Подобное же явление было обнаружено и при кручении [6-20].

Поскольку все эти наблюдения были сделаны в рамках использования модели квазиравномерного течения, то причины его пытались найти в действии факторов, нарушающих течение деформации. В качестве главного фактора, приводящего к локализации деформации, стали называть технологические неточности изготовления образцов или колебания свойств их из-за неравномерности состава и структуры [3]. В частности, при прокатке, осадке и прессовании металлов за него считали действие сил внешнего трения на контактных поверхностях, которое выступало в виде основной причины неравномерного течения [4, 14, 18, 19,21].

Однако в ряде случаев было достаточно трудно отнести развитие локализации деформации за счет технологических причин. Так, выяснилось, что при кручении гладких цилиндрических образцов возникает так называемая винтовая локализация деформации, представляющая собой возникновение винтовой линии в виде выступов и впадин одно- или двухзаходного типа на поверхности пробы. Такой род локализации пластического течения не мог быть объяснен действием перечисленных выше факторов и требовал введения новых представлений [6-20]. И стало ясно, что развитие локализации деформации сопровождается всякое пластическое течение и поэтому необходимо его глубокое и тщательное исследование.

Пожалуй, наиболее интересным и особо важным было открытие спонтанной локализации деформации («бегающей шейки»). Это явление заключается в том, что кроме устойчивой локализации, которая проявляется как шейка, обнаружилось, что при пластическом течении при формоизменении на пределе текучести, наблюдается колебательное проявление локальной деформации, при которой очень малая по размерам шейка спонтанно появляется в различных местах растягиваемого образца, существует некоторое время, замораживается и затем появляется в новом месте, обеспечивая равномерное течение металла [22].

Появление и колебательная работа бегающей шейки сопровождается резкими колебаниями сопротивления деформированию и истинных скоростей течения [22]. В результате этого обнаружилось, что развитие шейки сопровождается физическим разупрочнением деформируемого металла и сильнейшим ростом истинных скоростей течения из-за сосредоточенного деформирования в малых, спонтанно возникающих, объемах локального течения. В дальнейших исследованиях выяснилось, что спонтанное развитие локализации деформации происходит и после появления устойчивой шейки вплоть до разрушения [23-25].

Таким образом, был открыт один из важнейших факторов, характеризующих природу пластичности: колебательное возникновение локализации деформации, обуславливающей развитие пластического течения металлов и сплавов. Актуальным стало количественное изучение этого явления, которое не вытекало из модели квазиравномерного течения и не предсказывалось ни одной из теорий пластичности (теорией трансляционного сдвига, теорией двойникования, теорией дислокаций и теорией дисклинаций).

Для изучения локализации деформации был разработан метод количественного исследования с помощью коэффициента локализации [26]. Не останавливаясь на подробностях его определения и отсылая интересующихся к оригинальным работам, упомянем только, что он представляет собой соотношение вытяжек, вычисленное из предположения о равномерном течении и действительной, полученной из опыта, например, для растяжения получим:

$$K = \frac{\lambda_r}{\lambda_\phi} = \frac{D^2}{d^2(1+\delta)}, \quad (1)$$

где K – коэффициент локализации деформации, λ_r и λ_ϕ — вытяжки теоретическая и действительная, D и d — начальный и конечный диаметры образца, δ — относительное удлинение.

Использование этого коэффициента для изучения развития локализации деформации при растяжении меди и ее сплавов обнаружило наличие жесткой связи между сужением и коэффициентом локализации деформации, которая для указанных материалов описывается следующим эмпирическим

С помощью коэффициента локализации деформации могут быть описаны многие стороны локального течения [6], в частности, определен локально деформированный объем, его протяженность по образцу, интенсивность локализации деформации, истинные скорости течения и др.

Таким образом, уже первые количественные исследования локализации деформации показали, что существуют строгие макроскопические закономерности, определяющие развитие этого явления, к сожалению, в настоящее время практически не исследованные. С этой точки зрения непосредственный переход при изучении пластичности от макроскопической картины ее к механизмам пластической деформации, минуя общие закономерности явления, физически не оправдан. Использование модели квазиравномерного течения обязательно приводит к употреблению характеристик пластической деформации, которые не могут описать адекватно действительности это явление. Пластическая деформация по своей природе локальна, модель квазиравномерного течения принципиально не может дать объективное описание ее хода, даже при малых деформациях, когда проявления локализации еще мало заметны. При больших и очень больших формоизменениях предсказания модели квазиравномерного течения просто противоречат опыту [4, 14-23].

Описанные факты говорят о том, что в изучении пластичности на-стал тот момент, когда широко применяемая в настоящее время модель квазиравномерного течения полностью исчерпала себя и ее дальнейшее использование тормозит углубленную физическую оценку одного из важнейших вопросов теории твердого тела - пластического течения различных материалов. Поскольку пластичность является одним из важнейших свойств металлов и сплавов, на котором основаны практически все техно-логические

процессы обработки металлов давлением и анализ разрушения, то становится ясной также и практическая значимость этой проблемы. Кстати, именно в этой области науки уже очень давно подспудно используется модель локального течения металлов [4, 14-22]. Применение ее в научных исследованиях, несомненно, будет также очень плодотворным.

Попытаемся проанализировать, что же даст использование модели локального течения при изучении физических аспектов пластичности и ее применений в практической деятельности. По нашему мнению, основные аспекты использования модели локального течения сводятся к следующим пунктам [6, 27-31]:

1. Поскольку всякая пластическая деформация представляет собой переход от одного периода формоизменения к другому: период спонтанной локализации → (работа бегающей шейки) → период устойчивой локализации → (работа устойчивой шейки) → разрушение → (быстрое исчерпание ресурса пластичности), то использование модели локального течения требует рассматривать эти переходы как деформационные превращения, физическая природа которых пока неясна [6]. Это, вообще говоря, не новая точка зрения: еще в начале века пластическая деформация трактовалась как «оживление» металлов, т.е. как своеобразное превращение [16, 17, 32,33].

Введение представлений о деформационных превращениях и их взаимодействии со структурными и фазовыми трансформациями сплавов во время деформации очень хорошо описывает развитие так называемых аномалий пластичности (хладноломкость, реотропический возврат, провалы пластичности, сверхпластичность и др.) [34]. Разумеется, положение о деформационных превращениях, их взаимодействии с обычными и трансформации хода пластического течения при этом в какой-то мере делают бессмысленными употребление понятий «элементарный акт деформации» и «механизмы пластичности».

Введение представлений о деформационных превращениях позволит по-новому понять тепловой эффект при деформации. Ведь выделение основного количества тепла при формоизменении связано с областями локализации деформации [35-36]. Положение о деформации, как своеобразной тепловой машине, может быть углублено, с другой стороны, могут быть существенно расширены представления о пластическом течении.

В значительной мере будет углублено понятие о единой природе пластического течения кристаллических, стеклообразных и аморфных тел, закономерности которых в большинстве пунктов совпадают (особенно в случае сверхпластичности). В какой-то мере это иллюстрируется картиной течения полимеров, у которых устойчивая локализация деформации соответствует началу разрушения полимерных молекул [37].

2. При использовании модели локального течения кардинальным образом меняется представление о кинетических характеристиках процесса деформации. В самом деле, возникновение шейки и изменение ее объема означает существенное повышение скоростей течения: при появлении «бегающей шейки» скорости течения колебательно меняются в несколько раз (до порядка!). С появлением устойчивой шейки начинается непрерывный

рост скоростей, который пропорционален локализации (по экспериментальным данным этот рост в минимальном сечении образца составляет до трех-пяти порядков!) [24—25]. Работа «бегающей шейки» в этом периоде деформации вызывает появление дополнительных колебаний скорости.

Особенно сильно меняются истинные скорости течения у полухрупких и хрупких материалов, где локально деформированные объемы очень малы [38]. В этом случае скорости растут на несколько десятков порядков (!). Очевидно, использование модели локального течения для этих материалов будет особенно плодотворным [29].

3. Применение модели локального течения и связанное с этим дальнейшее повышение истинных скоростей течения совершенно по-иному решает вопрос об адиабатичности пластического течения. Сосредоточение выделения основного количества тепла деформации в зоне локализации и высокие скорости течения в ней приводят к изменению физических условий формоизменения. Кроме того, это локальное повышение температуры связано в ряде случаев с инициированием структурных и фазовых превращений и их взаимодействием с деформацией, что может кардинальным образом изменить ее ход [36].

Модель локального течения самым существенным образом уточняет условия деформации и позволяет оценивать возможное влияние фазовых превращений.

4. Введение в экспериментальную практику модели локального течения позволяет физически обоснованно подходить к оценке пластичности твердых тел, как свойству и к разработке представлений о ресурсе пластичности [6].

Ресурс пластичности сводится к простому представлению о том, что при одинаковом масштабе образца максимальная конечная пластичность по удлинению будет тем выше, чем будет больше максимальный локально деформированный объем и меньше интенсивность локализаций деформации. Как показывает опыт, величина локально деформированного объема, при прочих равных обстоятельствах, зависит от степени влияния обычных превращений, накладывающихся на деформацию. При близких кинетических характеристиках этих процессов и увеличении роста объема локального течения снижается интенсивность локализации. В итоге наблюдается рост конечной пластичности.

Однако локально деформированный объем зависит и от напряженного состояния, вернее от вклада тангенциальных напряжений, изменяя которые, можно сильно трансформировать рассматриваемую величину. Таким образом, используя возможности влияния суперпозиции деформации и превращения, изменяя величину и направление сдвигающих напряжений, а также масштаб образцов и заготовок, можно регулировать ход формоизменения и конечную пластичность [15].

5. Введение в экспериментальную практику модели локального течения, открывает широкие перспективы в анализе хрупкого разрушения и сложных процессов деформации, например, ползучести и усталости.

Принимая во внимание взгляд [38] на хрупкость, как на сверхвысокую локализацию течения, мы приходим к выводу о том, что момент ее возникновения приходится на исчерпание локального деформированного объема, который, в этом случае очень мал, а интенсивность локализации, наоборот, очень велика. С этих позиций нет смысла изучать хрупкое разрушение, как движение трещин, момент появления которых отвечает началу необратимого процесса [38]. Именно возможности увеличения локально деформированного объема и снижения интенсивности локализации открывают в данном случае возможности управления хрупкостью.

Применение модели локального течения к процессу ползучести приводит к закономерному рассмотрению его как результата работы «бегающей шейки». Переход к неустановившемуся периоду ползучести означает исчерпание возможностей спонтанной локализации и переход к устойчивой. На этой основе могут быть наиболее глубоко поняты все особенности этого вида деформации [30].

Другим примером деформации и разрушения является усталостное разрушение, которое представляет собой многократно развивающийся процесс локального течения, доведенный до разрушения и воспроизводящийся снова по мере роста трещины. Эти физические основы замедленного разрушения гораздо глубже описывают процесс, чем принятая сейчас модель [29].

Естественно, что рассмотрение хрупкости, ползучести, усталости и вообще разрушения с позиций модели локального течения позволит разработать более физические обоснованные методы оценки прочности деталей машин и конструкций, а также существенно более точные инженерные методы их расчета [29-31].

6. Модель локального течения предъявляет ряд серьезных требований к методологии исследования структур и свойств твердого тела в процессе деформации. Переход от модели квазиравномерного течения («в каждой точке тела в среднем обнаруживается та же структура и те же свойства, что и во всем теле») к модели локального течения («в каждой точке тела структура и свойства индивидуальны») требует ясного понимания тех фактов, что деформированное и деформирующееся тело содержат целый набор отличных друг от друга структур и свойств. Во-первых, представление о том, что деформированное тело не адекватно телу деформируемому, во-вторых, структура и свойства после деформации являются результатом протекания ряда прямых и обратных деформационных превращений, структурных и фазовых трансформаций, сопровождающих пластическое течение. Об изменениях в процессе деформации невозможно судить по результатам экспериментов после деформации, так как они могут быть результатом развития побочных процессов [39].

7. Моменты, изложенные выше, говорят о необходимости изменения и аналитического описания деформации, так как ни гипотеза плоских сечений, ни гипотеза постоянства вертикальных сечений в деформируемом теле, в какой-то мере верные в модели квазиравномерной деформации, не применимы при описании локального течения. Главной причиной

необходимости создания нового математического аппарата, описывающего последний случай, является тот факт, что деформационные превращения ведут к существенному изменению свойств и условий течения в отдельных областях очага деформации. Естественно, что такой составной очаг не может быть описан прежним набором дифференциальных уравнений.

Таков, отнюдь, неполный перечень следствий введения в экспериментальную практику модели локального течения, хотя многие из перечисленных следствий были известны и раньше, однако они не вытекали из одной физической модели деформации, и на основе их анализа не было предпринято попытки, оценить достоверность прежнего методологического подхода к изучению деформации. Однако накопившийся к настоящему времени экспериментальный материал, противоречащий принятой модели квазиравномерного течения, заставляет нас говорить о ее недостаточной точности и рекомендовать использование в экспериментальной практике изучения пластичности модель локального течения.

Литература

1. Ильюшин А.А. Пластичность. - М.: ОНТИ, 1948.
2. Соколовский В.В. Теория пластичности. - М.: ГТТИ, 1950.
3. Фридман Я.Б. Механические свойства металлов. - М.: Оборонно, 1956.
4. Губкин С.И. Теория обработки металлов давлением. - М.: Металлургиздат, 1947.
5. Пашков П.О. Разрыв металлов. - Л.: Судпромгиз, 1960.
6. Пресняков А.А. Локализация пластической деформации. - Алма-Ата.: Наука, 1981.
7. Коттрелл А.Н. Дислокации и пластическое течение в кристаллах. - М.: Металлургиздат, 1958.
8. Рид В.П. Дислокация*** в кристаллах. - М.: Металлургиздат, 1957.
9. Одинг И.А. Дислокация в металлах. - М.: Металлургиздат, 1952.
10. Лихачев В.А., Хаиров Р.Ю. Введение в теорию дисклинаций. - Л.: Изд. ЛГУ, 1975.
11. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов,- М.: Мир, 1972.
12. Новиков И.И. Дефекты кристаллического строения металлов. - М.: Металлургия, 1975.
13. Бернштейн М.Л. Структура деформированных металлов. - М.: Металлургиздат, 1965.
14. Павлов И.М. Теория прокатки. - М.: Металлургиздат, т.1,1950.
15. Губкин С.И. Пластическая деформация металлов. - М.: Металлургиздат, т. 1-3, 1960.
16. Blass E. Stahe und Eisen. 1882, Ed 7, s. 283.
17. Родзеевич-Белевич А.Ф.***Об удельном давлении металла на валки. //ЖРМО. 1913, № 5.

18. Кузнецов В.Д. Физика твердого тела. - Томск: 1943, т.2.
19. Истомин Я.С. Прессование металлов. - М.: Metallurgizdat, 1948.
20. Пинее Б.Я. Кручение однокристалльной каменной соли // ЖРФХО. 1926, № 3, с. 465.
21. Растегаев М.В.//Вестник машиностроения. 1958, №10, с. 51-55.
22. Kravchenko V. Berg und Hutteman Hsche Monatshefte, 1977, № 7, s. 255-260.
23. Пресняков А.А., Аубакирова Р.К., Горбачева Л.К., Дегтярева А.С. Изменение текущих скоростей деформации при растяжении сверхпластичных образцов. //ФММ, 1979,47 т., №5.
24. Пресняков А.А., Мофа Н.Н. Развитие локализации деформации при растяжении свинца. //Изв. ВУЗов, Цветная металлургия. 1981, № 2.
25. Пресняков А. А., Мофа Н. Н. Локализация деформации алюминия и некоторых его сплавов при растяжении. //Изв. АН СССР, Металлы.1981, № 2.
26. Пресняков А.А., Полохов В.В., Аубакирова Р.К., Горбачева Л.К., Середкина Ф.И. Метод оценки локализации деформации при растяжении. //Заводская лаборатория, 1978. № 6, с. 751-752.
27. Пресняков А.А. Очаг деформации и локализация пластического течения. Тезисы докл. на IV Всесоюзном семинаре «Пластичность и деформируемость при обработке металлов давлением». Челябинск (г. Ми-асс), 1980.
28. Пресняков А.А. Макроскопические аспекты развития пластической деформации. Тезисы докл. семинара «Актуальные проблемы прочности». Вологда, 1980.
29. Пресняков А.А. Локализация пластической деформации и разрушение металлов. Тезисы докл. на II Всесоюзной конференции «Физика разрушения». Киев, 1980.
30. Пресняков А.А., Мофа Н.Н. Ползучесть, локализация деформации и разрушение. «Деформация и разрушение теплостойких сталей и сплавов». - М.: 1981.
31. Пресняков А.А., Черноглазова Т.В., Мофа Н.Н. Закономерности развития процесса локализации пластической деформации. Тезисы докл. семинара «Актуальные проблемы прочности». Ижевск, 1981.

2. ПРОЯВЛЕНИЕ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СХЕМАХ НАГРУЖЕНИЯ

Теоретический вопрос строения очага деформации в каждом отдельном технологическом процессе (при прокатке, волочении, прессовании и т.д.) является настолько важным для математического решения прикладных пластических и энергосиловых задач, что практически все мировые школы специалистов в области пластической деформации металлов участвовали в экспериментальных и теоретических работах по этому вопросу. Особенно жесткая борьба о достоверности предлагаемых моделей строения очага деформации при прокатке развернулась и нашла весьма широкое отражение в печати в конце 40-х и до середины 50-х годов прошлого века между двумя светилами науки - А.И.Целиковым и И.М.Павловым. Работам, посвященным контактному трению на поверхности инструмента, строению очага деформации, экспериментальным и теоретическим методам оценки сил, действующих на контакте между пластически деформируемым металлом и инструментом, были посвящены сотни монографий и диссертационных работ, десятки научных конференций.

А.А. Пресняков и его ученики внесли значительный вклад в данное направление научных работ. Его представление о действии контактных сил и строении очага деформации коренным образом отличаются от общепринятых и не были своевременно восприняты научным миром. Однако с течением времени предложенные А.А. Пресняковым и его учениками модели строения очага деформации все больше приобретают своих сторонников. В данном разделе мы предлагаем Вашему вниманию часть монографии А.А. Преснякова, [Пресняков А.А. Очаг деформации при обработке металлов давлением, Алма-Ата, 1988, с 42-72], в которой обобщены материалы исследований строения очага деформации, и другие более ранние публикации в данном направлении.

2.1. Обобщенная модель очага деформации при обработке металлов давлением [Пресняков А.А. Очаг деформации при обработке металлов давлением, Алма-Ата, 1988, С. 42-72]

Модель очага деформации имеет важное значение для его теории, так как на ее основе создаются предпосылки для достаточного глубокого анализа явлений при обработке металлов давлением, а также разрабатываются теории технических процессов формоизменения и строится аналитический аппарат для технологических расчетов. Все эти моменты и определяют важность создания моделей адекватных действительности, поскольку от их совершенства зависит точность используемого в практике математического описания. Этот момент тем более актуален, что в последнее время усилились тенденции математизации всей обработки давлением, часто за счет пренебрежения физической стороной процессов.

В обработке металлов давлением до сих пор используется гипотеза плоских сечений взятая из теории сопротивления материалов, т.е. из области металловедения и механики описывающей упругие и близкие к ним

В литературном обзоре уже приводились основные сведения о строении очага деформации при наиболее распространенных процессах обработки металлов давлением. Мы считаем, необходимым кратко охарактеризовать используемую сейчас в теории модель очага деформации. Согласно И.М. Павлову [19], при прокатке вертикальные сечения в очаге деформации остаются плоскими в течение всего периода прохождения металла через него. При использовании гипотезы плоских сечений это положение обеспечивает относительную простоту применяемых математических выражений и облегчает решение систем уравнений, описывающих очаг деформации.

Очагом деформации принято называть часть объема деформируемой заготовки (в некоторых случаях: при осадке, свертке и др. весь объем полностью), в которой развивается процесс формоизменения, в результате чего получается деталь или полуфабрикат необходимой формы. Различают геометрические и действительные границы очага деформации. Первые из них оконтуривают очаг деформации, находящийся в зоне действия инструмента, исходя из представлений гипотезы плоских сечений, следствием чего является утверждения о том, что вне контакта деформация не распространяется. Формы и размеры действительного очага оказываются значительно протяженнее и сложнее, так как пластическое сечение распространяется обычно далеко за пределы геометрического. Это объясняется локализацией деформации, приводящей к истечению металла за геометрические границы очага.

Таким образом, различие между геометрическим и действительным очагом деформации в любых технических процессах формоизменения обусловлено локализацией пластического течения деформируемого материала. Приведенные данные о развитии локализации формоизменения относились главным образом к процессу растяжения, но, принимая во внимание единую физическую природу явления, можно считать, что все закономерности, за некоторым исключением, могут быть распространены на все виды деформации. К ним относятся спонтанность колебательного развития локализации, протекание устойчивой части в виде своеобразных «щеек» (конусов скольжения, зон затрудненной деформации, «объем деформации» и т.д.), уменьшение со степенью деформации локальнодеформированного объема, исчерпание ресурса пластичности, изменение физических условий за счет изменения адиабатичности процесса и др.

С помощью положения о развитии локализации деформации при формоизменении можно определить изменения условий пластического течения в очаге с точки зрения температурного режима, скоростных характеристик и трансформации свойств металла, а также обоснованно выбрать наиболее выгодные режимы технологических процессов.

Таким образом, очаг деформации можно представить как определенный замкнутый объем заготовок, ограниченный, с одной стороны, контактными поверхностями, соприкасающимися с деформирующим инструментом, с другой - свободными от контакта и, с третьей - границами, отделяющими текущий металл от его недеформируемой части. В этом объеме развивается формоизменение и сопутствующие ему физические процессы,

свойственные обработке металлов давлением (наклеп, отдых, возврат, рекристаллизация, полиморфные, растворно-осадительные процессы и др.). Именно совокупность формоизменения и всевозможных превращений оказывает решающее влияние на локализацию деформации и, соответственно, на развитие пластического течения в целом.

Деформирующий инструмент задает определенный закон формоизменения во времени, т. е. скоростные условия течения. Движение инструмента обуславливает средние скорости течения металла, которые можно рассчитать только исходя из модели равномерной деформации (т. е. гипотезы плоских сечений). Истинные скорости, характеризующие скоростной режим формоизменения при развитии локализации деформации, являются индивидуальными для каждой точки конкретного очага и могут быть определены с большим трудом только приближенно, так как мы еще не знаем всех закономерностей развития локализации для конкретных технических процессов обработки металлов давлением. С физической точки зрения можно представить, что заданный нами скоростной режим формоизменения оказывается энергетически невыгодным и металл с помощью локализации как бы сам «выбирает и осуществляет» конкретный ход деформации.

Таким образом, используя деформирующий инструмент, мы только задаем определенный средний режим деформации, истинные же условия пластического течения развиваются в очаге в результате ряда физических факторов и явлений, сопровождающих пластическое течение тел. При этом мы не прикладываем никаких усилий, последние являются реакцией деформируемого тела на заданный режим формоизменения. Режим деформации с точки зрения скорости и степеней формоизменения является первичным, возникающие нагрузки на инструмент - вторичными.

Как уже отмечалось (1-9, 26-29 и др.), долгое время считалось, что развитие локализации деформации связано с действием внешнего трения на контактных поверхностях. Однако в процессе изучения локализации течения при растяжении и кручении стало ясно, что этот эффект возникает спонтанно, из-за проявления самой физической природы деформации, а тангенциальные напряжения только «организовывают» развитие локализации, создавая определенные формы и размеры конуса скольжения, зон затрудненной деформации и др. Величина и направление распространения зоны локализации зависит от конкретного напряженного состояния, от уровня и градиента сдвигающих напряжений, но возникновение и развитие локализации во времени, а также из-за проявления масштабного фактора остаются постоянными. *Это положение является главным законом локализации деформации и должно обязательно учитываться при аналитическом описании очага и его трансформации при формоизменении.*

Таким образом, в описании очага деформации основная задача заключается в нахождении конкретной формы контактных поверхностей и воздействии на него областей заготовки, не контактирующих с инструментом. Затем рассчитывается скоростной закон формоизменения, скорости движения бойков, валков, пресс-шайб, пуансонов и других деталей. Задаются также и допустимые обжатия за проход, их количество, которые и

определяют конечную форму изделия. Задается температура деформации и степень ее изменения за время формирования изделия. Все это является подготовительной работой для выяснения полного цикла изменений в очаге деформации и установления его строения с учетом локализации течения.

Конструирование реального очага деформации с учетом локализации и заданных режимов представляет собой достаточно сложную задачу, решение которой на основе теории может быть не всегда получено. Более точный способ нахождения формы локально-деформированного объема предложен С. И. Губкиным [27], сущность которого заключается в том, что предполагается связь этого объема и направлений распространения локализации деформации с действием максимальных тангенциальных напряжений. Последние определяются, как известно, формой и величиной контактной поверхности инструмента, находящегося в активном движении. Неподвижные части инструмента, если через них движется металл, например матрицы, фильеры, выступы гравюр штампов, также принимаются за активно движущиеся. После нахождения контактной поверхности под углом 45° строятся системы ортогональных кривых в точках периметра, которые и определяют направление распространения и базовую форму конуса скольжения. При этом следует иметь в виду, что угол 45° составляет направления сдвигающих напряжений к касательной в крайней точке периметра контактной поверхности сложного по форме инструмента. В случае невыполнения этого правила будут допущены неточности в определении направления, формы и величины конуса скольжения.

Следует отметить, что когда речь идет о «конусах скольжения» в очаге деформации, то не обязательно ожидать именно такой фигуры. Распространение локализации происходит по направлению семейства ортогональных кривых, рисунок которых на боковых гранях прямоугольных заготовок может иметь самые причудливые формы в зависимости от конфигурации контактной поверхности, которые, конечно, не исчерпываются конусом скольжения. Так, например, конфигурация зоны локализации при прессовании в контейнере столь сложна, что ее невозможно описать без рисунка.

Если мы можем достаточно просто, используя форму линий скольжения, определить направление развития локализации, несложно также теоретически выявить конфигурацию локально-деформированной зоны и объем локально-деформированного металла, знание которого необходимо для оценки ресурса пластичности. Замечено, что при обычных методах исследования не удается выявить границ между обычным и локально текущим материалом. Методы, применявшиеся для изучения неравномерности течения металла в очаге деформации с помощью разрезных образцов, а также закладывания в них стержней, штифтов, сеток и т. д. [8,9], являются введением несплошностей в очаг, что резко меняет его строение и не дает достаточной точности в опытах. Вообще же необходимо найти точный метод, основанный на разнице свойств обычного и локально-деформированного металла, что совсем не просто, так как деформация развивается путем «бегающей шейки». Во всяком случае, для количественных исследований и оценки роли локализации деформации в формировании очага решение этой задачи крайне желательно.

Таким образом, распространение локализации деформации при осадке, кручении, прессовании и других процессах можно определить только приближенно. Между тем, поскольку в локально-деформированной зоне свойства металла, в том числе сопротивление деформированию, подвержены большим изменениям, знание основных характеристик и соответственно нахождение вклада локализации исключительно важно. Под руководством автора во Фрунзенском политехническом институте (г. Фрунзе, КиргССР) была предпринята попытка оценить развитие локализации деформации при простой и сложной осадке. Опубликованные результаты работы не дают, к сожалению, достаточно надежных данных по этому вопросу [56]. Также не дали положительных результатов опыты по определению доли локально-деформированного металла при прокатке, проведенные с помощью метода торможения. В настоящее время отсутствуют данные об объеме локально-деформированного металла при осадке, кручении, прессовании и т. д.

Не исключено, что наиболее эффективным методом определения доли локально-деформированного объема будет использование коэффициента локализации, как это было сделано в отношении процесса растяжения [55]. В настоящее время, к сожалению, не существует методов нахождения коэффициента локализации деформации для сложных процессов формоизменения.

Особняком стоит вопрос оценки скорости распространения локализации деформации при обработке металлов давлением. По мнению автора данной работы, конусы скольжения на боковой поверхности параллелепипеда при сжатии возникают практически мгновенно, вероятно, со скоростью звука. Однако экспериментальные замеры этих величин еще пока не проверены. Важность исследований такого рода эффектов очень велика.

Как и при растяжении, область локально-деформированного металла при любых способах формоизменения трансформируется по величине и форме в процессе деформации, вместе с чем изменяется и ее вклад в развитие

пластического течения! Особенно сложные изменения эти зоны претерпевают при сложных контактных поверхностях, приводя порой к неожиданным изменениям характеристик процесса деформирования.

Рассмотрим теперь в качестве примера форму областей локализации деформации и строение очага деформации у некоторых наиболее распространенных процессов обработки металлов давлением. Они будут анализироваться по мере нарастания сложности очага деформации в ряду: осадка (сжатие) - аналог процесса свободнойковки - прокатка (плоская) - регулярный процесс сжатия — прессование разных схем (прямое, обратное и с использованием активных сил трения) и кручение круглых стержней (процесс чистого сдвига).

Прежде чем переходить к описанию их очага деформации, рассмотрим действие масштабного фактора на развитие процесса локализации и на ход пластического течения металла вообще. Если область распространения локализации, ее размеры зависят от абсолютной величины контактной поверхности и размеров деформируемого тела, то очевидно, что от них будет зависеть форма и величина локально-деформированного металла, и, следовательно, его вклад в изменение строения очага деформации. Как уже указывалось, это положение было развито С. И. Губкиным [27]. Представление о локализации дало возможность рассчитывать наиболее выгодные размеры инструмента для каждого размера заготовок и изделий.

В настоящее время накоплен обширный материал о развитии локализации деформации при различных процессах, которые могут быть проанализированы, обобщены, а затем и использованы для создания общей теории очага и ее инженерных приложений к теории обработки давлением. Опишем реальное строение очага деформации при растяжении, осадке, прокатке, прессовании и кручении, представляющее наибольший интерес с точки зрения технологии и техники. Основными положениями, используемыми при этом, будут следующие:

1. Локализация деформации, развивающаяся при любом пластическом формоизменении, протекает по единым физическим законам, которые наиболее ярко проявляются при растяжении. Существуют два вида локального течения: спонтанное - бегающая шейка и устойчивое; первое из них первично и обусловлено самой природой твердого тела, второе - возникает определенным образом под действием напряженного состояния, когда зона локализации распространяется по направлению действий максимальных сдвигающих напряжений и в направлении наибольшего их градиента.

2. На протяжении всего процесса деформации сохраняется колебательный характер спонтанной локализации, продолжающейся вплоть до разрушения, причем последнее, как правило, обусловлено именно его особенностями.

3. Локализация деформации как в спонтанном проявлении, так и при устойчивом течении вызывает глубокие изменения физикомеханических свойств, что и определяет строение очага и возможности его трансформации при наложении дополнительных внешних воздействий и, следовательно,

техничко-экономические показатели производства.

Проанализируем реальное строение очага деформации некоторых технических процессов формоизменения.

Растяжение. При растяжении захваты разрывной машины оказываются активно движущимся инструментом, вызывающим деформацию. Таким образом, весь процесс формоизменения создается только поступательным движением и является простейшим, если не учитывать локализацию деформации. Принятие же во внимание этого эффекта сильно усложняет картину пластического течения металлов.

В техническом процессе линейного растяжения локализация деформации, как показано выше, начинается при переходе от упругой ее части к пластической и проявляется сначала в виде бегающей шейки, которая развивается в зависимости от соотношения размеров образца, его состояния и технологической предыстории до сужений порядка 0,15 - 0,35, после чего появляется устойчивая шейка. Образование последней прямо связано с «заделкой» рабочей части образца (влиянием головок и захватов машины), которая вызывает возникновение особых областей, напряженное состояние которых трансформируется при растяжении и способствует появлению конусов скольжения по направлению действия максимальных тангенциальных напряжений.

Из схемы образования конусов скольжения при разрыве (рис. 20) видно, что последние, возникнув в месте заделки, распространяются вплоть до «обратных» конусов, являющихся вторичными и сопряженными вершинами с первичными, непосредственно связанными с головкой образца. Таким образом, при растяжении образуются две области локализации, привязанные к месту заделки рабочей части пробы, которые периодически, проработав некоторое время, перемещаются вдоль всего образца. Анализ экспериментальных данных по разрыву металлов и сплавов показал, что разрушение, как правило, происходит вблизи области заделки и наиболее часто около подвижного захвата (около 70 % случаев из 100 тысяч экспериментов по разрыву).

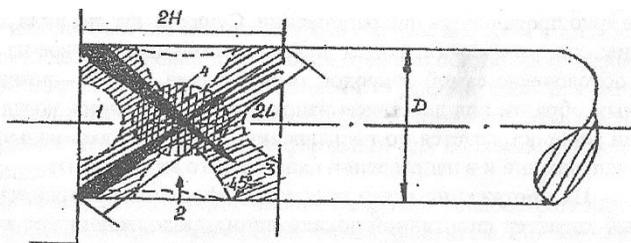


Рис. 20. Образование конуса скольжения при разрыве: 1, 2 – зоны затрудненной деформации; 3 – зона локализации деформации; 4 – ядро деформации.

Начало устойчивой локализации деформации связано, очевидно, с определенным значением величины максимальных сдвигающих напряжений и их градиента в направлении образующих конуса скольжения. С помощью различных форм переходных частей образца от захвата к рабочей части можно существенно изменить время перехода и место появления шейки, однако полностью устранить ее практически невозможно.

Согласно данным о текущем коэффициенте локализации деформации, нетрудно определить локально-деформированный объем и максимальную скорость течения в каждый данный момент растяжения:

$$V_{\pi} = \frac{V}{K}, \quad (13)$$

$$U_{\max} = a \cdot U_{cp} \cdot K, \quad (14)$$

где V_{π} и V - объемы локально – деформированный и рабочий; K – коэффициент локализации деформации; U_{cp} и U_{\max} - средняя и максимальная скорости течения; a - коэффициент, учитывающий работу бегающей шейки. Обычно максимальный локально-деформированный объем при растяжении круглых образцов при принятой их кратности (четырёх-, десятикратные) составляет 30 - 50 % рабочего объема и достигается при сужении порядка 0,5 - 0,6. Максимальные скорости течения растут при этом на три-пять порядков, что заметно изменяет адиабатичность процесса и, следовательно, истинную температуру пластической деформации. К сожалению, в настоящее время не имеется достаточно надежных данных по этому вопросу.

Ресурс пластичности при растяжении определяется, как показано в главе 2, достаточно просто и полностью зависит от величины локально-деформированного объема и интенсивности локализации деформации, которую рассчитывают исходя из коэффициентов локализации. Следует, однако, иметь в виду, что само разрушение связано обычно не с развитием устойчивой локализации, а с особенностями работы бегающей шейки. Однако этот процесс еще слабо исследован.

Еще менее изучена спонтанная локализация деформации, являющаяся физической основой пластического течения. В настоящее время не ясны ни причины ее появления, ни ее физическая природа, не даны основные характеристики: частота появления, время жизни бегающей шейки, их одновременно появляющееся количество, степень локализации, истинные скорости течения, изменение в металле и влияние на ее работу внешних физических, физико-химических и механических факторов.

Имеющиеся косвенные данные [63] свидетельствуют, что при развитии спонтанной локализации при растяжении сталей истинные скорости течения изменяются но меньшей мере на порядок, а истинные напряжения - в 3-5 раз, причем этот процесс носит ярко выраженный колебательный характер

который в некоторых случаях проявляется особенно сильно [57]. Известно также, что внешние факторы деформации влияют на спонтанную локализацию. При этом наиболее заметное воздействие оказывают структурные и фазовые превращения (полиморфные, старение, распад растворов, растворение вторых фаз, эвтектическое, эвтектоидное, перитектоидное и моноэктоидное превращение, возврат и рекристаллизация). Они меняют кинетические и количественные характеристики локализации, вызывая самые значительные изменения хода деформации.

Одним из проявлений работы спонтанной локализации деформации является трансформация формы образца вне устойчивой шейки. Так, перемены в напряженном и деформированном состоянии приводят к уменьшению влияния головки образца, распределению величины деформации вблизи ее и, как следствие, к затуханию спонтанной локализации в этой области и смещению ее на середину пробы. При этом возникает конусность равномерно растянутой части образца, своеобразная большая шейка, на фоне которой одновременно с первой развивается устойчивая локализация. Это явление имеет важное техническое значение, так как может проявляться в виде заметных изменений размеров, так называемой разнотолщинности при волочении и прокатке, что является следствием колебательной природы деформации [112].

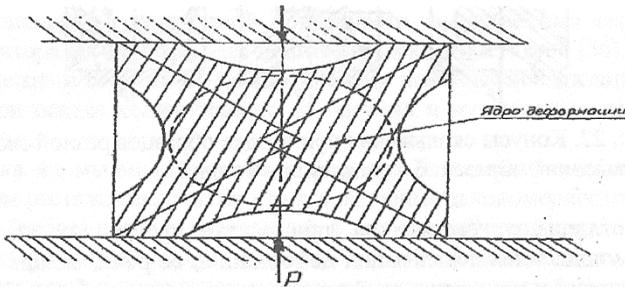
Другим интересным в техническом смысле проявлением спонтанной локализации деформации является возможность возникновения резонансных явлений в случае совпадения частот работы бегающей шейки и деформирующего устройства. Пока трудно говорить о степени действия этого фактора, но имеющиеся данные свидетельствуют о возможности значительного повышения пластичности и понижения сопротивления деформированию. Вероятно, при наложении ультразвука на процесс растяжения наблюдается именно этот эффект.

Одним из важных факторов, влияющих как на спонтанную, так и на устойчивую локализацию, является зависимость величины локально-деформированного объема от минимального поперечного размера образца. Известно, что с его уменьшением объем резко падает, вызывая масштабную хрупкость [16]. К сожалению, аналитическое описание этой зависимости еще не сделано, но само явление подтверждает действие масштабного фактора, который основан на локализации деформации. Это относится, разумеется, не только к растяжению, хотя и имеет здесь особую специфичность.

Таким образом, развитие локализации деформации как устойчивой, так и спонтанной связано с непрерывным уменьшением локально-деформированного объема, т. е. процесс растяжения является нестационарным, условия протекания которого непрерывно меняются. Другими словами, он не может быть описан теми простыми аналитическими выражениями, которые часто приводятся в научной литературе. Уравнения, описывающие ход деформации при растяжении, обязательно должны иметь в своем составе члены, учитывающие локализацию течения, изменение физических условий формоизменения и действие внешних факторов. Ни одна из существующих в настоящее время теорий пластичности этого

момента не учитывает. Такковы основные характеристики очага деформации при растяжении пластичных металлов. Они сводятся к довольно длительной работе только спонтанной локализации деформации, затем к возникновению устойчивой локализации. Все эти процессы протекают на фоне спонтанной локализации, которая продолжается вплоть до разрыва. Ее значение усиливается с ростом деформации из-за уменьшения сечения образца и резкого падения величины спонтанного и устойчивого локально-деформированного объемов.

Осадка (сжатие) осуществляется в условиях линейной схемы деформированного и напряженного состояния в случае пренебрежения локализацией деформации. Активно - движущейся поверхностью при сжатии являются бойки, создающие обжатие образца через контактную поверхность. В этом случае объемность напряженного состояния появляется в первые же мгновения сжатия за счет сил трения на контакте. Возникающие тангенциальные напряжения направлены, как показано в главе 2, (настоящей монографии) по периметру под углом около 45° к контактной поверхности.



На рис. 21 приведена схема образования конусов скольжения (“кузнечного креста” по другой терминологии) внутри осаживаемого цилиндра.

Конус скольжения очень хорошо наблюдается экспериментально при сжатие параллелепипедов или кубических образцов после относительно небольших обжатий. При оптимальном соотношении высоты и диаметров $H/D = 0.75 - 2.0$ (стороны квадрата и т.д.) зона локализации деформации представляет собой сложную фигуру внутри деформируемого объема. Форма этой фигуры в пространстве представляет собой сомкнутые вершинами конусы в случае осадки цилиндра, сомкнутые вершинами пирамиды для параллелепипеда или куба.

При использовании высоких образцов ($H/D > 2,0$) возникает очаг деформации, в котором проявляются четыре конуса скольжения, разомкнутые в ряде случаев (при очень высоких образцах), так же как и при разрыве

(см. рис. 22). При низких образцах ($H/D < 0,5$) конусы скольжения образуют тороидальную фигуру, локально - деформированный объем в этом случае сильно уменьшается и влияние локализации деформации на процесс течения оказывается незначительным.

При благоприятном соотношении размеров образцов возникает сильно деформированная область внутри локально-деформированного объема, которая в значительной мере определяет ход течения металлов (см. рис. 21). Она была названа “ядром деформации” [12]. Ход формоизменения и трансформация свойств деформируемого металла определяются развитием физико-химических процессов в этой области. Анализ приведенного материала свидетельствует о крайней неравномерности деформации при осадке со всеми вытекающими отсюда последствиями с точки зрения качества.

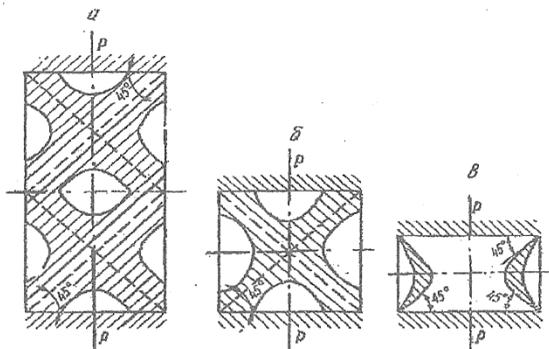


Рис. 22. Конусы скольжения при осадке образцов разной геометрии: а - высокий образец; б - средний; в - тонкий.

В отличие от растяжения, при осадке происходит значительная трансформация зоны локализации деформации, ее роли, вклада в пластическое течение и изменение свойств деформируемого металла. На рис. 22 приведена схема преобразования зоны локализации при больших степенях сжатия. Видно, что по мере увеличения обжатия меняется соотношения размеров WD , и зона локализации вырождается в очень малую тороидальную область. Анализ кривой течения образца из свинца показал, что во время существования единой зоны локально - деформированного объема наблюдается глубокое разупрочнение материала (сопротивление деформированию в пределах деформации от 0,1 до 0,5 -Ю,6 понижается на 40-60%), которое по мере исчерпания локально-деформированного объема сначала уменьшается, а затем сменяется интенсивнейшим упрочнением. Разумеется, и в этом случае формоизменение протекает в процессе спонтанной локализации деформации, однако ее резервы, в смысле обеспечения разупрочнения, незначительны и не могут заметно понизить сопротивление деформированию при ковке.

В настоящее время считается, что с неравномерностью деформации при сжатии (бочкообразностью) можно бороться с помощью специальных

образцов [26], трение на контактной поверхности у которых исключительно мало. В этом случае отсутствует бочкообразность и считается, что сопротивление деформированию понижается. Проведенные опыты не подтвердили этого положения [87]. Сопротивление деформированию на бойках с полированными поверхностями было больше, чем на шероховатых. Этот пример подтверждает значение локализации деформации в развитии пластического течения металлов. В данном случае работает только бегающая шейка, возможности разупрочнения металла при которой невелики.

Если аналитическое описание хода локализации деформации при растяжении и экспериментальное исследование проводятся относительно просто, то при осадке встречаются большие затруднения. Определение коэффициента локализации по изменению формы образца, особенно цилиндрических, затруднено. Это объясняется не разработанностью метода оценки этого коэффициента. Определение его по объему бочкообразности пока ненадежно и не проверено экспериментально. Определение зоны локализации с помощью составных образцов, таких, как закладка в них сеток, шпилек, болтов и других приемов, приводит к трансформации очага деформации и поэтому вряд ли может быть рекомендовано.

Попытки оценить локализацию деформации на основе величины зоны прилипания на контактной поверхности, выполненные под руководством автора во Фрунзенском политехническом институте [56], также не дали надежных сведений. Именно поэтому развитие локализации деформации при осадке количественно не оценено и нуждается в дальнейшей проработке.

Пока же мы можем судить о развитии локализации по аналогии с процессом растяжения, считая, что все основные закономерности остаются едиными (работа сначала спонтанной, а затем устойчивой локализации, зависимость последней от организующей роли максимальных тангенциальных напряжений и их градиента, рост, истинных скоростей течения, адиабатичность процесса, исчерпание ресурса пластичности, пониженная роль спонтанной локализации в разупрочнении).

Количественные оценки проводятся нами по методу бочкообразности. Наличие строгой связи между объемом металла, ушедшим в «бочку», и величиной локально-деформированного объема несомненно. Поэтому коэффициент текущей локализации в первом приближении может быть оценен как соотношение общего объема образца к объему смещенного:

$$K = \beta \frac{V}{V_c}, \quad (15)$$

где K - текущий коэффициент локализации деформации; V и V_c рабочий и смещенный в бочку объем; β - коэффициент корреляции между этими величинами, грубая оценка его величины позволяет предположить, что он больше единицы.

Величина локально-деформированного объема при осадке определяется по аналогии с растяжением следующим образом:

$$V_n = \gamma \frac{V}{K} \quad (16)$$

где V_n - локально-деформированный объем металла; K - коэффициент локализации деформации; γ - коэффициент, учитывающий неточности определения K из-за довольно грубых представлений, заложенных в методику при использовании объема бочкообразности.

На рис. 23 приведены данные, полученные в экспериментах с осадкой стальных образцов при комнатной температуре. Видно, что текущий коэффициент устойчивой локализации меняется по кривой с минимумом, который достигается при деформации 40—60% (использовали образцы с благоприятными соотношениями размеров, когда вершины конусов в начальный момент деформации смыкались).

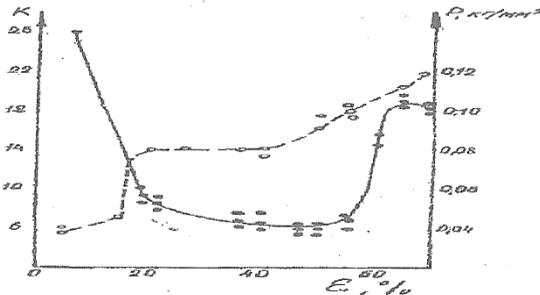


Рис. 23. Изменение коэффициента локализации деформации при осадке: ● — коэффициент локализации; ○ — сопротивление деформированию.

Поскольку интенсивность локализации деформации при осадке зависит не только от природы самого процесса, но и от особенностей трансформации очага деформации из-за сильного изменения высотных и поперечных размеров, то ее показатель может быть определен по интенсивности изменения этого объема:

$$N = \frac{dV_\epsilon}{d\epsilon}, \quad (17)$$

где N - показатель интенсивности; ϵ - степень высотной деформации.

Как видно из рис. 23, до деформации 40-60% происходит уменьшение первоначально острой локализации, чему соответствует рост локально-деформированного объема и возрастание ресурса пластичности. Другими словами, возможности пластического течения на первом периоде развития локализации деформации в отличие от растяжения существенно увеличиваются. Это положение подтверждено результатами работы [10], где показатели пластичности, определенные при осадке, заметно выше, чем при разрыве.

Истинные скорости пластического течения меняются при осадке соизмерно с коэффициентом локализации, который, к сожалению, не полностью отражает проявление максимальной местной деформации. Максимальные истинные скорости течения при осадке в отличие от растяжения в первый период локализации (до 40-60% обжатия) заметно понижаются с соответствующим выравниванием температурной неравномерности очага.

Очевидно, что на завершающей стадии сжатия аналогия в развитии локализации течения с растяжением оказывается сходной - резко уменьшается локально-деформированный объем и значительно растут скорости течения. Все перечисленные особенности формирования очага деформации при осадке необходимо учитывать при аналитическом описании рассматриваемого процесса с учетом локализации и прежде всего вопросы динамики его формирования, которые в ряде случаев определяют нагрузки на инструмент, затраты энергии и качество продукции.

Изучение строения очага деформации при осадке выявило резкое различие напряженного и деформированного состояний в разных его точках из-за развития локализации течения, упорядоченного по его объему в связи со значительным изменением свойств металла. Поэтому теряют смысл представления о принципиальной схеме деформированного и напряженного состояний, направлении главных осей деформации, обычно рассматриваемом тензоре деформаций и напряжений. Возникает необходимость рассмотрения очага как области совместного течения двух заметно различающихся по свойствам деформируемых тел. Аналитическое описание осадки и процессов, в которых сжатие доминирует, не отражает действительного хода течения, если не учтено развитие локализации.

Учет локализации деформации при осадке очень важен для технологов, так как необходим для оценки неравномерности пластического течения и вызванных этим больших колебаний структуры и свойств деформируемого металла. Это налагает жесткие ограничения на методы отбора проб, в которых должна учитываться большая дисперсия показателей в очаге деформации. Исследования структуры, свойств и таких процессов, как рекристаллизация на осаживаемых образцах, должны проводиться осторожно, с учетом неравномерности течения металла.

При необходимости резкого повышения свойств кованных изделий один из самых плодотворных методов повышения качества заключается в необходимости увеличения локально-деформированного объема, что может быть достигнуто применением фигурных бойков, усилением роли тангенциальных напряжений путем дополнительного движения деформи-

го инструмента {сдвигающего, вращательного, комбинированного и т. д.}. Разработка наиболее удобных методов распространения локализации деформации по всему очагу является одним из важнейших направлений совершенствования этих процессов. Такие работы в настоящее время проводятся достаточно широко [68].

Поскольку работа спонтанной локализации при осадке вносит важный вклад в формоизменение, вероятность возникновения резонансных явлений и их действие на трансформацию очага деформации представляет значительный интерес. Возможно с помощью колебаний различной природы могут быть получены существенные эффекты при обработке металлов давлением. Так как спонтанная локализация деформации охватывает очень малые регионы очага, появляется представление о ней как об источнике колебаний размеров (разнотолщинности) и остаточных напряжений в деталях после формоизменения. Этот вопрос в настоящее время совершенно не изучен.

Таким образом, очаг деформации при осадке (сжатии) характеризуется очень быстрым развитием зоны локального течения с уменьшением ее остроты до 40—60% по обжатию. Область локализации значительно трансформируется и на заключительной стадии устойчивая ее часть существенно не влияет на формоизменение, хотя коэффициент локализации сильно повышается, области локального течения становятся исчезающе малыми с соответствующим ростом скоростей и адиабатичности процессов. Во всех периодах осадки значительную роль играет спонтанная локализация. При осадке особенно важен вклад оптимальных обжатий, которые обычно далеки от максимально возможных.

Прокатка. Проанализировав строение очага деформации при осадке, рассмотрим процесс прокатки. Плоская прокатка может быть представлена как «регулярная осадка», т. е. непрерывная подача металла под бойки с его деформацией. При бесконечно малой подаче и малых обжатиях мы получили модель «регулярной осадки». В качестве подающего механизма служит сам инструмент, выполненный в виде валков, вращающихся с определенной скоростью. При контакте с заготовкой проявляются силы взаимодействия (силы внешнего трения), которые перемещают ее и обеспечивают деформацию. Применение к прокатке модели «регулярной осадки» сразу очерчивает особые условия формирования очага деформации: активно-движущимися поверхностями являются поверхности цилиндра, вращающиеся вокруг своей оси. В этом случае перемещение (подача) металла и его деформация задаются инструментом, который движется не поступательно относительно контактной поверхности, а тангенциально, т. е. закон формоизменения определяется формой инструмента и кинетикой его движения. Это главное отличие прокатки от осадки.

Непрерывное нагнетание металла фрикционными силами приводит к асимметричному строению очага деформации, которое обуславливается также и формой инструмента, определяющей степень деформации, и, естественно, формирование зон локализации в существенной мере зависит от действия этого фактора.

На рис. 24 приведена схема очага деформации при прокатке с учетом развития локализации деформации. При оптимальных соотношениях размеров по высоте и длине очага деформации мы можем, как и при осадке, получить смыкание вершин конусов скольжения (вернее «пирамид скольжения») и строение очага очень напоминает таковой при осадке. Мы обнаруживаем сложную пространственную фигуру, в пределах которой металл переходит в локально-деформированное состояние, разрушается и претерпевает основную пластическую деформацию. В этой зоне действуют все основные законы локализации течения, описанные выше для сжатия.

Главным же отличием очагов деформации при прокатке и осадке является то, что все объемы заготовки проходят через разные зоны, при этом равномерность формоизменения существенно возрастает и соответственно уменьшается дисперсия структуры и свойств. Заметим, что все это имеет место при благоприятных соотношениях размеров очага, в других же случаях зоны локализации разрываются и уменьшается объем локально-деформированной зоны в ходе пластического течения и соответственно резко усиливается неравномерность деформации. Таким образом, значение оптимальных размеров очага деформации и, следовательно, наиболее эффективных обжатий, а также диаметра валков в возникновении совершенного очага деформации исключительно велико.

Следует указать, что зоны затрудненной деформации, прилегающие к контактной поверхности, выполняют роль своеобразных «зубьев», обеспечивающих проволакивание заготовки через очаг деформации. Они связаны с величиной зоны прилипания на контактной поверхности и «работают» до тех пор, пока она существует. Ее исчезновение при больших обжатиях равносильно переходу от пластического трения на контакте к упругому и срыву устойчивого процесса прокатки. Как известно, устойчивость прокатки можно повысить с помощью нанесения на валки всевозможных «зубьев» в виде насечек, гофра и пилыгиды металами

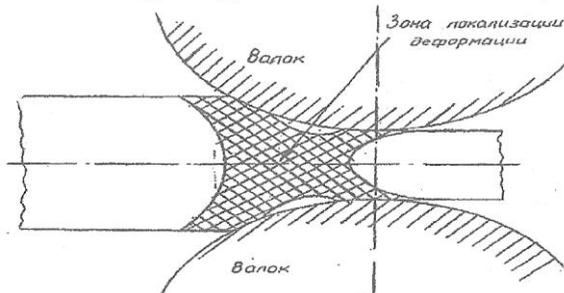
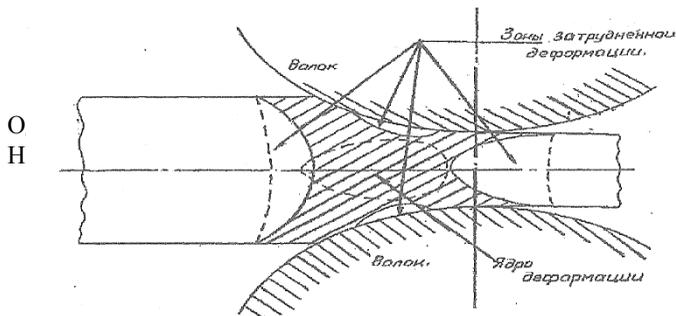


Рис. 24. Строение очага деформации при прокатке с учетом локализации деформации (конусов скольжения).

Анализ схемы очага деформации с учетом локализации течения показал, что его протяженность заметно возрастает по сравнению с геометрическими границами, т. е. указывает на малое влияние так называемых «жестких концов» [19], хотя он не отрицает его полностью. Схема указывает также на справедливость ранних наблюдений в отношении существования «попятного» движения, «наката» и значительную разницу скоростей по вертикальным сечениям и очаге [1-13]. Локализация деформации в очаге физически обосновывает необходимость развития этих явлений.

До сих пор мы исследовали только устойчивую локализацию деформации. Физическая природа колебательного характера пластического течения требует работы в очаге бегающей шейки, т. е. интенсивного проявления спонтанной локализации, обеспечивающей какую-то долю формоизменения. Именно она и производит деформирование в зонах затрудненной деформации и приводит к «физической разнотолщинности», т. е. к колебаниям размеров полосы в разных точках. Конечно, какая-то доля разнотолщинности обусловлена конструкцией и техническим состоянием прокатного стана.



это место из-за во
сть в месте смяка

Рис. 25. Ядро деформации при прокатке.

окончательное формирование структуры и физико-механических свойств изделий.

Количественное описание локализации деформации при прокатке встречает еще большие трудности, чем при осадке. Это объясняется тем, что бочкообразность на боковой поверхности полосы не отражает достаточно

полно процессы в очаге деформации и поэтому не является мерой локализации. При прокатке могут быть использованы представления о смещенном объеме [28]. Тогда коэффициент локализации деформации определяется так:

$$K_0 = \frac{V_0}{V_c}, \quad (18)$$

где K_0 — общий коэффициент локализации очага; V_0 и V_c — общий и смещенный объемы.

Однако следует отметить, что при прокатке теряется физический смысл коэффициента локализации, который он имел для процессов растяжения и осадки. Это вызвано тем, что прокатка - регулярный процесс - и локализация течения в отдельных его сечениях и моментах указанной величиной не характеризуется. Уже при осадке мы по этой причине были вынуждены говорить о локализации в отдельных местах очага, при прокатке же эта интегральность и, следовательно, неопределенность хода течения в отдельные моменты времени существенно усиливаются. Выходом из этого положения может быть определение коэффициента локализации в отдельных сечениях по «смещенной площади», эквивалентной по смыслу смещенному объему при бесконечно малой толщине. Тогда

$$K_x = \frac{S_0}{S_c}, \quad (19)$$

где K_x - частный коэффициент локализации деформации для определенного сечения полосы; S_0 - исходная площадь сечения; S_c - часть площади сечения, смещенная за границы исходной после определенного обжатия.

Следует отметить, что этот критерий оценки развития локализации по принципиальным положениям, заложенным в его основу, не может быть точным. При осадке, так же как и при прокатке в очаге, коэффициент локализации сначала падает до половины обжатия, а затем повышается, но это увеличение бывает относительно небольшим, т. е. деформаций до разрушения обычно не применяют. Малопластичные же материалы разрушаются по образующим конуса скольжения из-за исчерпания ресурса пластичности, т. е. возможностей спонтанной локализации. Здесь, как показано М. Я. Дзугуговьш [108], существенную роль играет изменение температуры в зоне локализации из-за интенсифицирования тепловыделения.

Увеличение локально-деформированного объема при прокатке может быть достигнуто усилением сдвигающих компонент формоизменения, которое на практике достигается рассогласованием скорости валков [88] или применением заднего и переднего натяжений. В этом случае достигается физическое разупрочнение металла, повышается равномерность течения вследствие распространения локализации на весь очаг, уменьшаются дисперсии свойств и размеров продукции из-за снижения вклада спонтанной локализации, повышается адиабатичность процесса, а также заметно понижаются энергозатраты. Давление на валки уменьшается иногда на

порядок и более [88].

Таким образом, суммируя все вышеизложенное, мы получили модель очага деформации при прокатке, принципиально отличающуюся от таковой при осадке. Ее отличие состоит в том, что активно-движущиеся поверхности, проводящие деформацию, перемещаются касательно по отношению к обрабатываемому материалу, последнее приводит к значительной его трансформации: появляется асимметричность, металл проходит сквозь все зоны в очаге, существенно уменьшается неравномерность течения и дисперсия структуры и свойств.

Если при растяжении и осадке пределы очага деформации ограничивались только активно-движущимися поверхностями инструмента и свободными поверхностями самих образцов, то при прокатке возникли еще поверхности внутреннего раздела в заготовке, ограничивающие области пластического течения от недеформированного металла - «жесткие концы» по Павлову [19, 20,34], которые в определенной степени формируют очаг деформации.

Прессование - одна из разновидностей процесса осадки (сжатия). Представляет собой сжатие металла в замкнутом пространстве контейнера с отверстием в одном из бойков, т.е. его можно свести к закрытой осадке бойком с матрицей. Относительно контейнера слиток при этом остается неподвижным (рис. 26).

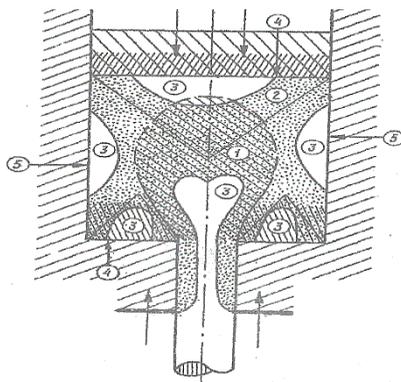


Рис. 26. Строение очага деформации при прессовании: 1 – ядро деформации, 2- конусы скольжения, 3 – зоны затрудненной деформации, 4 – активно-движущаяся поверхность, 5 – пассивные поверхности контейнера.

При прессовании активно-движущимся бойком обычно служит пресс-шайба и корпус матрицы, между ними и осаживается слиток. По боковой поверхности слиток опирается на неподвижные стенки контейнера, которые препятствуют поперечной деформации металла, т.е. являются пассивными поверхностями. Пресс-шайба, перемещающаяся относительно стенок контейнера, оказывает основное действие на деформируемое тело, создавая наиболее значительные его деформации. При прессовании наблюдается высотная асимметрия течения, которая обусловлена наличием небольшого по се-

чению отверстия матрицы, через которое происходит истечение заготовки.

Анализ схемы процесса прессования, приведенный на рис. 26, приводит к следующим выводам относительно развития локализации деформации; как и при осадке здесь возникают конусы скольжения, совокупность которых определяет форму и величину локально-деформированного объема металла. Зарождение конуса скольжения происходит, как и при обычной осадке, на периметре пресс-шайбы по ортогональным кривым, составляющим с ней угол около 45° . На поверхности конуса матрицы также возникает своеобразный по форме тороидальный «конус» скольжения. Боковые поверхности контейнера, ограничивая поперечные перемещения металла, интенсифицируют осевые деформации, и, следовательно, ускоряют развитие локализации в области основных конусов.

При определенных размерах слитков, т.е. соотношениях диаметра и высоты, вершины главного и побочного конусов смыкаются, образуя общую зону локализации деформации в контейнере и существенно изменяя физико-химические свойства металла, в частности понижая сопротивление деформированию. Последнее понижается за счет теплового эффекта локализации, который в данном случае может достигнуть довольно больших значений. Это и вызывает интенсивное истечение металла центральной области слитка, причем возникает особенно большое по объему ядро деформации (см.рис.26). Ускорение истечения металла из ядра деформации происходит при увеличении коэффициента внешнего трения на неподвижной поверхности контейнера (трения прилипания), которая тормозит деформацию металла в зоне затрудненной деформации.

Особенности строения очага деформации при прессовании, наличие зон затрудненной деформации в некоторых условиях вызывают обратное движение металла, в результате чего слои слитка, прилегающие к пресс-шайбе, вытекают ускоренно и, будучи некачественными, вызывают особый вид брака «пресс-угяжку».

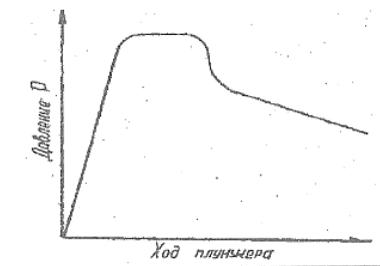


Рис. 27. Индикаторная кривая при прессовании.

Развитие локализации деформации при прессовании, особенно разупрочнение металла, хорошо проявляется на индикаторной кривой, которая аналогична кривой течения при осадке (рис.27), по индикаторной кривой можно проследить физическое разупрочнение металла при возникновении единой области локализации, охватывающей значительную часть заготовки. К сожалению, в настоящее время отсутствуют количественные оценки разупрочнения в условиях развития локализации при прессовании.

На рис.28 приведена схема трансформации области локализации и строения очага в целом при развитии этого процесса от начальных до конечных стадий. Из рисунка видно, что на завершающей стадии, как при осадке, зона локализации вырождается в тороидальную фигуру, локально-деформированный объем резко сокращается, основную роль в формоизменении начинает играть спонтанная локализация, в связи, с чем возрастает сопротивление деформированию, а также дисперсия структуры и свойств. Другими словами, особенности процесса осадки достаточно ярко проявляются и при прессовании.

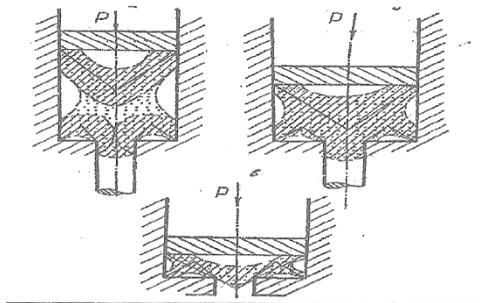


Рис. 28. Трансформация очага деформации при прессовании на начальной (а), средней (б) и завершающей (в) стадии процесса.

В случае обратного прессования (помещения матрицы на пресс шайбе) часть интенсивной локализации деформации развивается вблизи от нее, при этом значение возвратного течения металла снижается, дисперсия структур и свойств становится менее значительной, свойства продукции улучшаются.

В последнее время разработан способ прессования с использованием так называемого «активного трения» [96]. Суть этого способа заключается в том, что при движущейся пресс-шайбе приводят в движение и контейнер с несколько меньшей скоростью. Силы трения на поверхности раздела «слиток-контейнер» усиливают тангенциальные напряжения в металле, в результате резко интенсифицируется локализация течения. Локально-деформированный объем охватывает практически весь контейнер, усиливается разупрочнение, снижается дисперсия структуры и свойств. Еще большее увеличение роли локально-деформированного объема можно получить, приведя контейнер пресса не только в поступательное, но и вращательное движение, при этом резко усиливаются тангенциальные напряжения

и локальное течение металла.

Затруднения по определению объемов локально-деформированного металла при прессовании очень велики, поскольку это явление развивается в закрытом контейнере, где металл имеет постоянные размеры. Применение метода смещенных объемов выявит в этом случае только общую степень деформации. Прессование составных слитков с делительными сетками не дает четких границ зон, методов их определения пока не имеется. Косвенные оценки позволяют предположить, что доля локально- деформированного объема в этом процессе велика. К сожалению, для прессования не могут быть получены численные параметры, характеризующие развитие локализации деформации.

Разрушение заготовок при прессовании обычно не связано с самим истечением, а является результатом вторичных явлений, главным из которых может быть названа работа бегающей шейки (спонтанной локализации деформации) уже после выхода металла из матрицы или, вернее, формоизменение его в матрице с небольшими обжатиями. Здесь проявляется только спонтанная локализация, а ее возможности и, следовательно, ресурс пластичности невелики, что и приводит к развитию преждевременного разрушения. Образующийся так называемый «крупнокристаллический ободок» на прессовках после рекристаллизации позволяет оценить степень формоизменения здесь на уровне критической, т.е. 2-3%, которая вполне может быть обеспечена бегающей шейкой.

Таким образом, очаг деформации при прессовании формируется под действием двух активно-движущихся поверхностей и одной пассивной (поверхность контейнера), в целом он является аналогом осадки с затруднением течением металла. Неоднородность деформации способствует развитию очень сложной по форме зоны локализации и значительной трансформации ее со степенью формоизменения, высоким разупрочнением и большой дисперсностью структур и свойств.

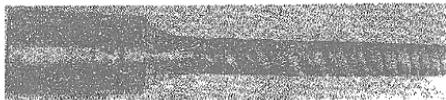
Кручение. Деформация кручения стоит особняком среди других способов обработки металлов давлением. Оно не связано с поступательными перемещениями активно-движущихся поверхностей инструмента, при которых нетрудно определить строение областей локализации деформации, провести ее количественную оценку, а также рассчитать другие показатели. Перемещение активно-движущихся поверхностей при кручении имеет вращательный характер вокруг общей оси вращения. При этом образец закручивается. Обычно считается, что при кручении происходит деформация сдвига, при которой перпендикулярные оси сечения сдвигаются друг относительно друга без изменения их формы и наклона. Другими словами, при кручении происходит чистый сдвиг, не осложненный какими-либо дополнительными процессами или явлениями [96].

Хотя локализация деформации и обнаруживается при кручении, считается, что это следствие технологических причин - неточности изготовления образцов или неравномерности свойств исследуемого металла.

Данных о развитии локализации деформации в этом процессе много [71, 72, 74, 113], и они свидетельствуют о сложности явлений при кручении, что подтверждает мнение о необоснованности оценки этого процесса как простого сдвига. Так, при кручении различается винтовая, осевая и поперечная локализации [16]. Таким образом, и в этом случае развивается локализация пластического течения, которая определяет строение очага деформации. Количественные характеристики развития локального пластического формоизменения рассчитываются с помощью представлений о конусах скольжения.

Очевидно, что конусы скольжения появляющиеся при поступательном движении инструмента, при кручении не образуются и поэтому локализация развивается по другому типу. Принимая во внимание организующую роль тангенциальных напряжений, можно связать с ними и этот процесс. Поскольку при кручении в поверхностных слоях (вплоть до оси образца) действуют тангенциальные напряжения постоянной величины при отсутствии нормальных (при «плавающих» захватах), то на первом этапе пластического течения работает только спонтанная локализация, т.е. в различных местах крутящегося стержня возникает и замораживается бегающая шейка, приводящая в итоге к равномерному формоизменению до определенного предела.

При относительно небольшой степени деформации возникает шейка, которая становится устойчивой и является зародышем винтовой локализации, распространяющейся на весь образец в виде винтообразных выступов и впадин (рис.29). Этот процесс значительно ускоряется при передаче крутящегося момента на образец с помощью штифтов или при люфтах в сопряжении образца с захватами, несоосности захватов в машинах, а также в силу других причин. При этом появляются двух- или четырехзаходные винтовые образования на поверхности пробы. Этот вид локализации деформации проявляется тем четче, чем выше пластичность металла, особенно ярко он обнаруживается у сверхпластичных образцов.



В Рис. 29. Винтовая локализация деформации при кручении. оротов (у очень

разрыве; уменьшение поперечного сужения достигает 20-25%. Это второй вид локализации деформации при кручении

Интенсивное течение металла при формоизменении поверхностных слоев образца приводит к возникновению объемного напряженного состояния в его центральных областях, последние оказываются в локально-деформированном состоянии. Взаимодействие двух видов локализации - винтовой, т.е. поверхностной, и осевой линейной - приводит в зависимости

от степени их развития к деформации всего образца - его удлинению или сжатию, что часто наблюдается при использовании на машинах «плавающих» захватов.

Схема развития зон локализации деформации при кручении дана на рис.30. На ней прослеживается возникновение поверхностной цилиндрической зоны локального течения определенной толщины, в которой конусы скольжения не образуются. В кольцевой области локальное формоизменение сосредоточено внутри описанных выше винтовых образований, т.е. развивается своеобразная «локализация в локализации». Эти области проникают в виде винтового «жгута» в нелокализованную зону, создавая в ней предпосылки к дальнейшему распространению локализации и образованию в конечном счете поперечного локального сужения.

Возникновение напряженного состояния во внутренних областях образца из-за очень высокой неравномерности течения приводит к деформации сжатия в осевой части, что сопровождается образованием конусов скольжения. В зависимости от степени изменения упрочнений в поверхностных и осевых областях пробы и развивается линейная деформация ее в целом.

Таким образом, очаг деформации при больших степенях кручения оказывается очень сложным. Это объясняется возникновением, по меньшей мере трех видов локализации пластического течения, которые распространяются с увеличением формоизменения на все новые области образца.

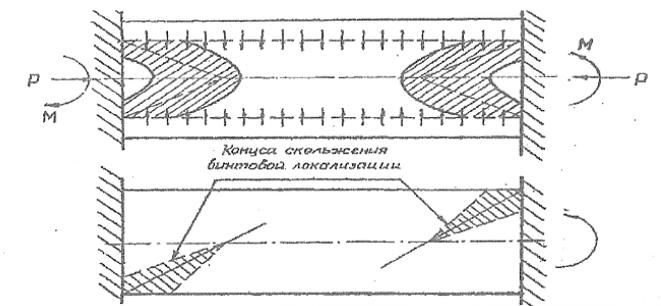


Рис. 30. Развитие зон локализации деформации при кручении.

Только при кручении из-за непрерывного роста локально-деформированного объема и коэффициент локализации непрерывно уменьшается и повышается ресурс пластичности. Интенсивность локализации при кручении становится отрицательной величиной, т.е. при кручении невозможно исчерпать ресурс пластичности и разрушить образец.

Последнее наступает в результате действия спонтанной локализации, возможности пластического течения при которой существенно ограничены. К сожалению, локализация деформации в этом случае развивается и протекает столь сложно, что предложить какие-либо методы изучения, а также определения истинных локально-деформированных объемов и ско-

ростей течения практически пока невозможно. Необходимо экспериментальное исследование различных видов ее проявления, количественная оценка изменения структур и свойств. А также глубокое осмысливание всего экспериментального материала по этому вопросу, прежде чем появится возможность создать адекватное действительности представление о строении очага деформации при кручении. Однако одно положение очевидно уже сейчас: простой сдвиг в данном случае полностью исключается. Использование при кручении модели чистого сдвига в экспериментальной практике приводит зачастую к необоснованным заключениям и теориям и, что еще хуже, к грубым ошибкам.

Таким образом, при изучении очага деформации при кручении мы вынуждены прийти к заключению о необычных изменениях формоизменения вследствие очень сложного развития спонтанной и устойчивой локализации деформации, которая проявляется в винтовой, осевой и поперечной формах. Рассмотрение экспериментального материала приводит к выводу о своеобразной «локализации в устойчивой локализации», т.е. о третьем виде этого эффекта, причина появления которого пока просто неясна. Кручение является интересным процессом и с той точки зрения, что теоретически выявляется принципиальная невозможность разрушения металла без действия дополнительных эффектов. Очевидна необходимость дальнейших теоретических и экспериментальных исследований этого процесса.

Исходя из вышеизложенного, мы можем выдвинуть обобщенную модель очага деформации, исследование которой теоретически выявляет ряд следствий локализации, которые можно успешно применять для совершенствования обработки металлов давлением в направлении понижения их энергоемкости, уменьшения нагрузок на инструмент и увеличения коэффициентов использования металла.

При любом процессе обработки металлов давлением очаг деформации ограничивается активно-движущимися и пассивными поверхностями инструмента и свободными поверхностями деформируемого тела, а также характеризуется заданными направлениями истечения деформируемого металла. Характер движения активно-движущихся поверхностей может быть поступательный, вращательный или комбинированный.

С помощью активно-движущихся поверхностей инструмента задается основной закон деформации, т.е. временная зависимость размеров очага деформации. Следует подчеркнуть первичность деформации, которую мы только и можем изменять. Никаких деформирующих «сил» и «напряжений» мы никогда не «создаем» и не «прикладываем». Последние являются реакцией деформируемого тела на заданный режим формоизменения. С этой точки зрения необходимо уяснить относительную ценность показателей механических свойств и сопротивления деформированию. Эти величины получены в определенных физических условиях развития локализации и общего хода деформации и универсального значения не имеют, т.е. эти величины изменяются вместе с условиями работы металла. Следовательно, и аналитическое описание закономерностей деформации с помощью показателей механических свойств, вообще говоря, лишено смысла. Здесь нужны

другие критерии, наиболее подходящими среди которых являются параметры, описывающие локализацию пластического течения.

При попытке создать представление об очаге деформации любого процесса обработки металлов давлением необходимо:

1. Создать геометрическую модель очага, т.е. построить геометрические границы его распространения в начальный и конечный моменты деформации. После этого определить активно-движущиеся и пассивные поверхности инструмента, а также свободные поверхности заготовки и основные направления истечения металла.

2. С помощью представлений о возникновении конусов скольжения и зон локализации наметить границы областей устойчивой локализации деформации, форму и размеры зоны локального течения металла и ее трансформацию в процессе развития формоизменения. При необходимости рассчитать текущие и конечные значения коэффициентов локализации, локально-деформированного объема, истинных скоростей истечения металла и ресурса пластичности.

3. С учетом основных закономерностей развития локализации наметить оптимальные степени деформации за проход, размеры инструмента и число переходов, имея в виду основное правило: формоизменение развивается оптимально до тех пор, пока внутри очага остается достаточно большой локально-деформированный объем металла и сохраняется общая зона локализации. Очаг деформации, в котором зона локализации незначительна, в большинстве случаев неблагоприятен для промышленного проведения процессов формоизменения.

4. При необходимости решить вопрос о дополнительном воздействии на очаг - введении дополнительных тангенциальных напряжений, под действием которых происходит увеличение размеров и трансформация формы зоны локализации в нужном направлении: применение фигурного инструмента, рассогласование скоростей валков, сдвиг или вращение бойков, поступательное и вращательное движение контейнеров, вращение матриц и фильер, а также кинетика их движения.

5. Уточнить строение очага деформации в производстве путем его экспериментального исследования.

Полученные результаты позволяют наметить основные пути дальнейшего совершенствования конкретного процесса обработки металлов давлением.

Литература.

1. Кик Ф. Механическая технология. Спб., 1908. 275с.
2. Blass E. // Stahl und Eisen. 1882. N 7. S. 283-290.
3. Родзевич-Белевич А. Ф. К теории опережения при прокатке // Журн. Русского металлург, об-ва. 1912. №5. С. 641-650.
4. Грум-Гржимайло В. П. Прокатка и калибровка. М.: Металлургиздат, 1933, 290 с.
5. Виноградов А. В. Деформация металла при продольной прокатке в гладких валках. М.: Металлургиздат, 1928. 180 с.
6. Гутовский Н. Ф. Теория формоизменения и мощность при прокатке. М.: Металлургиздат, 1935. 210 с.
7. Hollenberg A. Bemerkungen zum Vorgan des Eisens. Berlin. 1883. 290 S.
8. Metz N. // Revue Universelle de unnect de Metallurge. 1923. N 5. S. 348-361.
9. Метц Н. Г. Горячая прокатка и калибровка валков. М.: Металлургиздат, 1937. 345с.
10. Ekelund S. Narga dynamiska for halland vid Valsning // Steel. 1933. V. 33. P. 7-16.
11. McGregor C. W. and Coffin Z. F. The Distribution of strain in the Rolling//Proc. Inst. Meehan. 1948. V.I. P. 6-12.
12. Пресняков А. А. Физика процесса прокатки. Алма-Ата: Изд-во АН КазССР, 1962. 295 с.
13. Мещерский И. В. Гидродинамическая аналогия прокатки // Известия Первого Петроградского политехнического института. 1919. Т. 28. С. 85-112.
14. Кравз-Гарнавский В. Г! специфическая полоска в стали // Журн. Русского металлург, об-ва. 1928. №3. С. 264-267.
15. Karman K. // Zeits.fur angewand. Math. Und Meehan. 1925. N 2. S. 185-215.
16. Пресняков А. А. Локализация пластической деформации. Алма- ата: Наука, 1961. 122 с.
17. Пресняков А, А., Середкина Ф. И. Локализация деформации меди и некоторых латуней // Проблемы прочности. 1981. № 4. С. 87-94.
18. Чижиков Ю. М. Закономерности сопротивления деформации при прокатке // Обработка металлов давлением. М.: Металлургиздат, 1952. С. 112-122.
19. Павлов И. М. Теория прокатки и основы пластической деформации металлов. М.: ОНТИ, 1938. 385 с.
20. Павлов И. М. Теория прокатки. М.: Металлургиздат, 1950. 420 с.
21. Чертавских А. К.. Трение и смазка при обработке металлов давлением. М.: Металлургиздат. 1949. 128 с.
22. Nadai A. The Forces Kegnired for Rolling Steel strip. // J. Appl. Mechanics. 1939. N 6. P. 87-95.
23. Соболевский Н. А. Основные явления процесса прокатки //Сов. металлургия. 1933. № 8-9. С. 32-40.
24. Целиков А. И. Распределение удельного давления по дуге захвата //

Сталь. 1944. № 5-6. С. 98-107.

25. Целиков А. И. Основы теории прокатки. М.: Металлургия. 1965. 220 с.

26. Губкин С. И. Теория обработки металлов давлением. М.: Металлургиздат. 1947. 485 с.

27. Губкин С. И. Ковка и штамповка цветных металлов и сплавов. М.: Металлургиздат, 1939. 325 с.

28. Губкин С. И. Пластическая деформация металлов. М.: Металлургиздат, 1960. Т. 1-3. С. 1050.

29. Губкин С. И. О теории «жестких» концов // Сталь. 1951. № 12. С. 33-35.

30. Соколовский В. В. Пластичность. М.: Изд-во АН СССР, 1946. 180 с.

31. Губкин С. И., Захаров П. А. Экспериментальные вопросы пластической деформации металлов. М.: Металлургиздат, 1934. С. 5-12.

32. Истомин П. С. Прессование металлов. М.: Металлургиздат, 1935. 325 с.

33. Швейсгут А. Ковка и прессование. М.: Металлургиздат, 1931. 215 с.

34. Павлов И. М. К теории «жестких» концов // Сталь. 1952. №1. С. 35-41.

35. Музалевский О. Г. Исследование скоростей течения металла в зоне деформации при горячей прокатке алюминиевых сплавов // Тр. МАТИ. 1951. Вып. 21. С. 65-75.

36. Зарошинский М. Л. Перемещение металла в очаге деформации при прокатке // Сталь. 1950. № 8. С. 10-14.

37. Колпашников А. И. Течение металлов при прокатке слитков из алюминиевых сплавов // Цветные металлы. 1954. № 4. С. 88-97.

38. Kulon A. Theorie des mashin/ Simples/ 1809. 252 S.

39. Павлов И М., Ежи Базан. Исследование скольжения между валками и металлом при прокатке // Тр. МИС. 1955. Вып. 33. С. 88-112.

40. Tafel N., Schneider E. // Stahl und Eisen. 1924. N 12. S. 20-26.

41. Пресняков А. А. О величине максимальных углов захвата при горячей прокатке цветных металлов // Обработка цветных металлов и сплавов. М.: Металлургиздат, 1953. Т. 3. С. 75-84.

42. Трение и смазка при обработке цветных металлов. М.: Металлургиздат. 1945. 225 с.

43. Голубев Т. М., Зайков М. А. Коэффициент трения при горячей прокатке // Сталь. 1950. № 3. С. 18-24.

44. Пресняков А. А. Соотношение углов захвата при вводе металла в валки и при установившемся процессе прокатки // Сталь. 1952. №7. С. 52-61.

45. Тарновский И. Я., Поздеев А. А., Ляшко Б. Б. Деформация металлов при прокатке. Свердловск: Металлургиздат, 1956. 270 с.

46. Бахтинов Б. П. Об условиях захвата металла валками // Сталь. 1957. № 9. С. 42-50.
47. Пресняков А. А. О некоторых вопросах современной теории прокатки // Сталь. 1953. №2. С. 27-35.
48. Винницкий Я. А., Пресняков А. А. К вопросу о резерве сил трения при прокатке // Тр. Ин-та ядерной физики АН КазССР. 1969. Т. 4. С. 53-67.
49. Чекмарев А. П., Филиппов С. Н., Динник А. А., Гречко В. И. Исследование условий захвата при заполненном очаге деформации // Прокатное производство. Киев: Наук, думка, 1957. С. 110-121.
50. Чекмарев А. П. и др. О максимальных углах захвата при прокатке // Сталь. 1959. № 9. С. 22-31.
51. Шевченко К. Н. Пластическое напряженное состояние и течение металла при холодной прокатке и волочении // Изв. АН СССР. ОТН. 1946. №3. С. 82-90.
52. Королев А. А. Распределение контактных сил трения в зоне деформации // Сталь. 1952. № 8. С. 37-45.
53. Чекмарев А. П., Клименко П. Л. Экспериментальный метод определения удельной силы трения и коэффициента трения по дуге захвата при прокатке // Научн. докл. высшей школы. Metallургия. 1958. № 1. С. 112-121.
54. Целиков А. И. О максимальных углах захвата при прокатке // Сталь. 1959. №5. С. 31-35.
55. Пресняков А. А., Полухов В. В., Аубакирова Р. К. и др. Метод оценки локализации деформации при растяжении // Зав. лаб. 1978. №6. С. 112-117.
56. Свиденко В. Н., Джангиров Э. В., Греков А. М., Шкарлет В. И. Граничные условия в перемещениях при деформации металлов. Алма-Ата: Наука, 1977. 210 с.
57. Загоруйко Л. Н., Осецкий А. И., Солдатов В. П. Скачкообразная деформация монокристаллов цинка в условиях ползучести // ФММ, 1973. Т. 36. № 5. С. 956-962.
58. Пресняков А. А., Винницкий Я. А. Природа трения при прокатке // Тр. Ин-та металлургии и обогащения АН КазССР. 1963. Т. 6. С. 36-45.
59. Пресняков А. А. К вопросу об особенностях пластического трения // Там же. С. 51-56.
60. Растегаев М. В. О неравномерности деформации при осадке // Вестник машиностроения. 1958. № 10. С. 38-45.
61. Целиков А. И. Современное состояние теории давления металла на валки при продольной прокатке // Сталь. 1958. № 5. С. 42-51.
62. Пресняков А. А. Структурная сверхпластичность и реальная кинетика деформации // Тез. докл. II Всесоюз. конференции «Сверхпластичность металлов». М., 1981. Ч. 1. С. 21-25.
63. Krawchenko V. // Berg und Huttenmanische Monatshefte. 1977. N 7. S. 255-260.
64. Свиденко В. Н., Пресняков А. А., Греков А. М. и др. Влияние упругих деформаций на работу приборов при исследовании контактных напряжений. Фрунзе: Мектеп, 1972, С. 236.

65. Джангиров Э. В., Свиденко В. Н., Шулькин В. Я. Методы определения границ зон скольжения и прилипания при пластической деформации прокаткой // Тр. Ин-та ядерной физики АН КазССР. 1971. Т. 12. С. 100-110.
66. Охрименко Я. М., Смирнов О. М. Эффект сверхпластичности и перспективы его использования в обработке металлов давлением. М.: Машиностроение, 1968. 385 с.
67. Пресняков А. А., Аубакирова Р. К., Горбачева Л. К. Изменение текущих скоростей при растяжении сверхпластичных сплавов // ФММ. 1979. Т. 47, № 5. С. 960-965.
68. Охрименко Я. М. Технология кузнечно-штамповочного производства. М.: Машиностроение, 1976. 345 с.
69. Соймин Н. Я., Пресняков А. А. О некоторых особенностях кривых растяжения свинца // Зав. Лаб. 1971. № 12. С. 92-95.
70. Клоповская М. В., Пресняков А. А., Соймин И. Я. Особенности перехода осаживаемого металла на осаживающую поверхность бойков // Тр. Фрунзенского политехи, ин-та. 1973. Вып. 60. С. 112-117.
71. Ильюшин А. А. Пластичность. М.: Гостехиздат, 1948. 352 с.
72. Бриджмен П. Исследование больших пластических деформаций и разрыва. М.: ИЛ, 1955. 358 с.
73. Уманский Я. С., Финкельштейн Б. Н. и др. Физическое металловедение. М.: Металлургиздат, 1955. 568 с.
74. Борисенко Н. Д. Изучение процесса формоизменения бескислородной меди при растяжении: Автореф. дис... канд. техн. наук. Л., 1983. 20 с.
75. Пашков П. О. Разрыв металлов. М.: Судпромгиз, 1960. 210 с.
76. Пресняков А. А. Истинная сверхпластичность металлов и сплавов // Доклад. АН СССР. 1971. Т. 200, №2. С. 1120-1123.
77. Аубакирова Р. К. Исследование истинных напряжений течения сверхпластичного эвтектоида алюминия-цинк: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. Алма-Ата, 1971. 18 с.
78. Соймин Н. Я. Исследование истинных напряжений течения свинца, олова и алюминия при растяжении: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. Алма-Ата, 1971. 21 с.
79. Пресняков А. А. Влияние предварительной обработки на механические свойства никеля: Автореф. дис. канд. техн. наук. Алма-Ата, 1961. 18 с.
80. Пресняков А. А. Локализация пластической деформации: Препринт ИЯФ АН КазССР. Алма-Ата, 1973. 42 с.
81. Мофа Н. Н., Аубакирова Р. К., Пресняков А. А., Каменов К. К. Влияние предварительной деформации на развитие формоизменения при растяжении алюминия // Изв. АН КазССР. Сер. физ-мат. 1973. № 4. С. 36-41.
82. Пресняков А. А. Сверхпластичность металлов и сплавов // Вестник АН КазССР. 1971. № 8. 240 с.

83. Пресняков А. А., Червякова В. В. Природа провалов пластичности у металлических сплавов. Алма-Ата: Наука, 1970. 256 с.
84. Волкогон Г. М. Влияние скоростей деформации на механические свойства никеля при высоких температурах // *Металловед, и термин, обработка металлов*. 1960. № 4. С. 35-40.
85. Кочнев М. И. О соответствии температур аномального изменения свойств меди, ее соединений и сплавов // *Изв. АН СССР. ОТН*. 1956. №12. С. 85-91.
86. Новые данные о сверхпластичности металлов и сплавов. Алма-Ата, 1971. 215 с. Деп. в ВИНТИ, 05.07.71. № 3074.
87. Клоповская М. В., Пресняков А. А., Соймин Н. Я., Мироненко Ю. П. Исследование кривых течения свинца при осадке // *Изв. АН СССР. Металлы*. 1971. № 1. С. 91-108.
88. Выдрин В. И. Процесс прокатки - волочения // *Изв. вузов. Черная металлургия*. 1970. № 5. С. 90-94.
89. Томленов А. Д. Теория пластического деформирования металлов. М.: Металлургия, 1972. 408 с.
90. Ажибаева С. В., Кравченко Г. Н., Пресняков А. А. О трех периодах растяжения сверхпластичного сплава. Алма-Ата, 1971. 215 с. Деп. в ВИНТИ. 05.07.71. № 2074.
91. Кириллов П. Г. Деформирование, деформации и силы // *Тр. Ин-та металлургии и обогащения АН КазССР*. 1963. Т. 7. С. 99-111.
92. Кнешке А. К. К гидродинамической теории горячей прокатки. Экспресс-информация. ВИНТИ. М., 1959. Вып. 2. № 5-8.
93. Винницкий Я. А., Пресняков А. А. Природа трения при прокатке // *Тр. Ин-та металлургии и обогащения АН КазССР*. 1963. Т. 7. С. 118-123.
94. Чекмарев А. П., Нефедов А. А., Николаев А. А. Теория продольной прокатки. Харьков: Изд. Харьковского ун-та. 1965. 243 с.
95. Охрименко Я. М. Строение очага деформации при прессовании // *Цветные металлы*. 1980. Т. 11, № 6. С. 65-69.
96. Пресняков А. А., Мофа Н. Н., Климов В. Н. и др. К вопросу о строении очага деформации при оребрении труб прокаткой: Препринт Ин-та орг. катализа и электрохимии АН КазССР. Алма-Ата, 1979. 16 с.
97. Пресняков А. А., Мофа Н. Н. Развитие локализации деформации при растяжении свинца // *Изв. вузов. Цвет. мет.* 1981. № 5. С. 93-97.
98. Мофа Н. Н. Локализация пластической деформации алюминия и некоторых его сплавов: Автореф. дис. канд. техн. наук. М., 1983. 18 с.
99. Полухов В. В., Пресняков А. А. Количественная оценка локализации деформации при осадке и кручении // *Зав. лаб.* 1979. № 3. С. 112-114.
100. Melander A. Mießking I cillndrike Tensll Spesimans. // *Skand/ Inst Met.* 1980. V. 9, N2. P.51-57.
101. Пресняков А. А. Определение пластичности металлов. Алма-Ата: Изд-во АН КазССР, 1958. 156 с.
102. Колмогоров В. Л. Напряжение, деформация, разрушение. М.: Металлургия, 1970. 329 с.
103. Богатов А. А., Колмогоров В. Л., Мижирицкий О. И. и др. Теория

деформируемости и проектирование режимов // Цвет. мет. 1983. № 10. С. 70-75.

104. Унков Е. П. Инженерная теория пластичности. М.: МашГИЗ, 1959. 350 с.

105. Кириллов П. Г. Теория обработки металлов давлением. М.: Металлургия, 1965. 210 с.

106. Экспериментальные методы определения напряжений и деформаций в упругой и пластической зонах. М.: Металлургиздат, 1938. 240 с.

107. Тарг С. М. Основные задачи теории ламинарных течений. М.: Гостехиздат. 1951. 310 с.

108. Дзугутов М. Я. Пластическая деформация высоколегированных сталей и сплавов. М.: Металлургия, 1977. 350 с.

109. Антрощенко А. П., Федоров А. И. Горячая штамповка труднодеформируемых материалов. Л.: Машиностроение, 1979. 180 с.

110. Каменщиков Ю. И., Барков Л. А. О применении гипотез плоских сечений и прямых вертикалей в теории прокатки // Изв. АН СССР. Металлы. 1980. № 5. С. 78-84.

111. Ленский В. С. Современные вопросы и задачи пластичности в теоретическом и прикладном аспектах // Упругость и неупругость. М.: Изд. МГУ, 1978. С. 117-126.

112. Пресняков А. А., Мофа Н. Н., Куличенко П. И. и др. Влияние жесткости испытательной машины на механические свойства материалов // Проблемы прочности. 1984. № 2. С. 109-112.

113. Фридман Я. Б. Механические свойства металлов. М.: Машиностроение, 1974. 580 с.

114. Мироненко Ю. П., Пресняков А. А. Сопротивление деформированию тяжелых цветных сплавов. Алма-Ата: Изд-во АН КазССР, 1962. 210 с.

115. Бровман М. Я. Энергосиловые параметры непрерывных заготовительных станков. М.: Металлургия, 1962. 150 с.

116. Зюзин В. И., Бровман М. Я., Мельников А. Ф. Сопротивление деформированию сталей при горячей прокатке. М.: Металлургия, 1964. 270 с.

2.2. Исследование работы приборов, предназначенных для изучения контактных напряжений в очаге деформации [В. Н. Свиденко, А. А. Пресняков, А. М. Греков, Ю. П. Мироненко, Г. Г. Курапов. Влияние упругих деформаций на работу приборов при исследовании контактных напряжений, Изд. «Мектеп», Фрунзе, 1972, 235 с.]

Применение при пластической деформации металлов высоких обжатий, увеличение скорости и мощности оборудования, повышение требований к долговечности и надежности его работы, борьба за снижение веса невозможны без точного расчета усилий деформирования. Поэтому отыскание приемлемых методов определения указанной величины является одной из наиболее важных задач теории упругости и пластичности. Однако реализация любых теоретических решений по установлению силовых параметров процесса деформирования, а также конечного формоизменения, как известно, зависит от достоверности принятых граничных условий. Последние обычно задаются либо в виде определенных соотношений между нормальными и касательными напряжениями, либо в виде известного закона распределения касательных напряжений на поверхностях соприкосновения между пластически деформируемым образцом и инструментом.

В связи с изложенным исследованию нормальных удельных давлений и сил внешнего трения при пластической обработке металлов уделяется исключительное внимание. К настоящему времени для их определения создано большое количество методик и разработаны различные конструкции приборов, с помощью которых проведены широкие экспериментально-теоретические работы и получен значительный по объему опытный материал. Несмотря на это, в ряде вопросов, касающихся величин полных давлений и распределения контактных напряжений, до сих пор нет полной ясности, что объясняется главным образом несовершенством созданных приборов и используемых при этом методик. Как показывают данные экспериментов, для обеспечения высокой точности опытных замеров, а следовательно, работы различного рода измерителей особое значение приобретает определение и учет влияния упругих формоизменений. Игнорирование последних и иной подход к указанным вопросам зачастую сводят на нет усилия экспериментаторов.

Это связано с тем обстоятельством, что показания широко применяющихся в исследовательской практике мессдоз различных конструкций, разрезных бойков, точечных приборов, валковых торсиометров и т. и. основаны на замерах перемещений. Однако по мере совершенствования вспомогательной аппаратуры, фиксирующей поступающие с измерителя сигналы, повышается надежность и качество ее работы, совершенствуются тензодатчики и способы их изготовления, автоматизируется регистрация измерений, и при этом почти не уделяется внимания исследованиям упругих формоизменений инструмента и, как правило, не производится оценка их влияния на точность работы измерителей. Создавшееся положение приводит, к тому, что результаты многочисленных исследований не могут быть

сравнены между собой и по сути дела не может быть установлена достоверность полученных данных. Весьма ограничены имеющиеся в литературе материалы по закономерностям упругих формоизменений рабочих элементов, используемых в приборах, методам научно обоснованного выбора их геометрических размеров и конфигурации, факторам, влияющим на величины измеряемых деформаций и т. п. Отдельные сведения по всем перечисленным вопросам являются разобщенными, разбросаны по различным источникам и часто неизвестны широкому кругу исследователей.

С учетом изложенного в настоящей монографии рассматриваются материалы по различным вопросам, касающимся методов определения контактных напряжений при пластической деформации металлов, и приводятся обобщенные результаты экспериментально-теоретических исследований по упругим формоизменениям рабочего инструмента (сплошного и с разъемом), чувствительных элементов датчиков усилий и приборов, действие которых основывается на замерах перемещений встроенных датчиков (точечные мезодозы) или подвижных частей измерителей (разрезные приборы).

Итогом проведенных исследований по изучению упругого деформирования сплошного и разрезного инструмента является установление основных закономерностей изменений деформаций, определение степени влияния главных факторов на их характер и величины, выяснения роли упругих искажений в формировании зоны контакта, а также отыскание приемлемых аналитических решений для вычисления составляющих деформаций в различных направлениях. Все это стало возможным благодаря использованию при изучении интересовавших нас вопросов комплексного сочетания теоретических и экспериментальных методов исследований. Уже применение первых из них позволило установить, что при пластической деформации металлов осадкою упругие формоизменения самого инструмента характеризуются совокупностью радиальной и аксиальной составляющих. Результатом их сложного изменения является значительное искажение упругой фигуры бойков, которые вдоль рабочей части имеют форму или параболоида вращения, или эллиптического параболоида, а по образующей - форму несимметричной бочки.

При этом неодинаковое изменение аксиальной составляющей деформации бойка в различных точках вдоль диаметра является результатом не только неравномерного распределения нормальных напряжений, как это следует из данных Е. П. Унксова, но и воздействием инструмента на осаживаемый металл не всей своей рабочей поверхностью. При создавшихся условиях на той его части, которая непосредственно не связана с пластически обрабатываемым материалом, наблюдается изменение величин напряжений, соответственно им изменяются и упругие деформации. Кроме описанных результатов, применение теоретических методов дало возможность также установить, что характер и численные значения составляющих обратимых формоизменений бойков зависят от действующих усилий, контактных условий, материалов инструмента и осаживаемых образцов, а также

геометрических размеров последних. Наши выводы в отношении перечисленных факторов подтверждаются результатами работ С. И. Губкина, Я. М. Охрименко, Е. П. Унксова и А. А. Шофмана. Однако упомянутые авторы лишь указывают на зависимость упругих деформаций от отмеченных факторов, что касается количественной стороны, то такие данные они в своих исследованиях не приводят.

В дальнейшем опытная проверка дала возможность установить, что формоизменения бойков происходят следующим образом: наружный диаметр, в зависимости от расположения сечения по отношению к контактной поверхности и действующих усилий, уменьшается или увеличивается, высота уменьшается. Иначе говоря, упругие деформации инструмента при осадке состоят из радиальной и аксиальной составляющих. Причем, первая из них характеризует упругую фигуру бойка по образующей наружного диаметра, а вторая — в различных точках вдоль контактной поверхности. Неравномерное изменение обеих составляющих, наблюдавшееся во всех опытах, приводит к значительному искажению первоначальной формы бойков. В результате этого по образующей они приобретают несимметричную бочкообразность, а вдоль рабочей поверхности — конфигурацию параболоида вращения.

Подтверждением установленных нами фактов являются результаты дополнительных опытов по осадке на круглых бойках цилиндров из свинца, латуни Л62 и других металлов, а также образцов из резины на инструменте из такого же материала, помещенных в прозрачный штамп. На подобное изменение контактной части бойков указывают также опыты П. И. Грудева и С. И. Губкина по моделированию изменений конфигурации инструмента в зоне контакта: первым из них с помощью набора холодноконтактных полос, а вторым - на смоле аморфного строения. Значительные искажения рабочей части бойков, являющиеся результатом неравномерных упругих формоизменений в различных его точках, как выяснилось в последующем, оказывают существенное влияние на формирование очага деформации. Это выражается прежде всего в возникновении выпуклостей на торцах пластически деформируемых образцов, изменении действительной площади контакта и перераспределении нормальных и касательных напряжений. Наши выводы в этом отношении согласуются с данными Е. П. Унксова и Г. А. Смирнова-Аллева, которые отмечали рост нормальных давлений в определенной части очага деформации, наблюдавшийся при значительном прогибе осадочных плит, изготовленных из оптически активных материалов. Кроме перечисленных фактов при проведении экспериментов был также дополнительно установлен и ряд других. Первый из них состоит в том, что при силовом воздействии на пластически деформируемый металл в объеме сплошных бойков имеют место две области работы: одна из них находится непосредственно в зоне контакта, а другая — охватывает первую, являясь как бы упругим бандажом. Опыты показали, что при определенных нагрузках величины аксиальной и радиальной составляющих являются зависимыми в основном от размеров указанных областей.

В исследованиях по усовершенствованию инструмента обычно говорится об улучшении качества исходного металла, выбранного для его изготовления, технологии термомеханической обработки и способах уменьшения влияния упругих деформаций на формирование зоны контакта. При этом, как правило, рекомендуются:

1. Создание полостей различных размеров вдоль рабочей поверхности инструмента. Следует указать, что это совершенно неприемлемый способ, т. к. при подобных условиях существенно снижается общая жесткость бойков и валков, что, в свою очередь, создает дополнительные трудности в повышении их стойкости и, следовательно, уменьшении влияния на перераспределение контактных напряжений и увеличении точности готовой продукции.

2. Уменьшение приведенных размеров деформируемых заготовок за счет создания углублений по месту будущих полостей или отверстий. Это трудновыполнимое условие, т. к. не всегда пластически обрабатываемые изделия могут иметь приведенный диаметр и не всегда предназначены для деталей с полостями или отверстиями.

3. Изготовление инструмента с выпуклой профилировкой. Согласно данным И.М. Павлова, такой инструмент способствует при осуществлении пластической деформации металла расклиниванию изделий, результатом чего является вогнутая контактная поверхность последних и впаляя по бокам форма.

4. Вырезка инструмента из материала под соответствующим углом к направлению прокатки (использование так называемой анизотропии свойств металла). Однако, при этих условиях точность изделий может быть повышена незначительно.

5. Увеличение размеров рабочего инструмента до $D/d > 10$. Выполнение последнего условия совершенно нецелесообразно, т. к. в этом случае пресс внушительных размеров, особенно при пластической обработке изделий большого диаметра, имел бы незначительную производительность при больших затратах энергии.

Таким образом, ни один из способов, предлагаемых в литературе для уменьшения упругих формоизменений инструмента и, следовательно, для повышения точности обрабатываемых изделий, не может до конца разрешить поставленную задачу, т. к. при их осуществлении не учитывается главное — наличие двух областей работы в объеме бойков. Для искусственного увеличения охватываемой области последних и, следовательно, соответствующих уменьшений их упругих деформаций целесообразнее всего использовать бандажирование (автоскрепление). Инструмент, изготовленный с помощью указанного метода, может состоять из двух или нескольких составных частей, собранных одна в другой. При этом внутренний радиус наружной детали необходимо делать меньше наружного радиуса внутренней и конструкцию собирать после нагревания первой из них (или охлаждения второй). Температура нагрева и режим охлаждения в этом случае подбираются такими, чтобы одновременно с горячей посадкой

осуществлялась и термическая обработка. Что касается внутренней части, то ее подготовку необходимо провести заранее, до осуществления сборки.

Преимущество автоскрепленного инструмента перед обычным состоит в том, что после горячей посадки и последующего охлаждения между его составными частями возникают окружные сжимающие напряжения, зависящие от величины выбранного натяга. В процессе работы бандажированных бойков напряжения от прилагаемых усилий (растягивающие) накладываются на напряжение от сборки в горячую. При таком наложении разных знаков их суммарная величина получается минимальной и конечным результатом являются более благоприятные условия работы инструмента. Это в свою очередь способствует уменьшению упругих деформаций его составных частей до величин, не оказывающих существенного влияния на формирование зоны контакта, и, следовательно, на точность обрабатываемых изделий.

Важным моментом по осуществлению замысла изготовления автоскрепленных бойков является выбор оптимальных значений диаметров, величины натяга, расчет профилировки контактирующих (сопрягаемых) поверхностей и определение сжимающих напряжений для случая наиболее тяжелых условий работы инструмента в процессе его эксплуатации. Все перечисленные мероприятия осуществляются в соответствии с положениями ранее проведенных исследований в определенной последовательности.

Другой важный момент, установленный при экспериментальном изучении упругих формоизменений сплошных и разрезных бойков, заключается в недопустимости отождествления работы исследованных видов инструмента и тех явлений, которые имеют место в обоих случаях на их контактных поверхностях и в объеме. Сказанное объясняется особым характером деформаций разрезных бойков по сравнению с цельными, т. е. наличие разбега снижает, во-первых, общую жесткость инструмента и, во-вторых, делает более заметным изгиб обеих составных частей с наложением на них влияния нового вида формоизменений за счет образования между половинками характерных выпуклостей. Следствием описанных фактов является количественный рост и существенные качественные отличия деформаций разрезных бойков по сравнению со сплошными при соблюдении остальных одинаковых условий эксперимента. В свою очередь, все отмеченные результаты способствуют значительному изменению формы инструмента, увеличению угла конусности его рабочей части, усугублению перераспределения нормальных и касательных напряжений в зоне контакта и искажению обычной, наблюдающейся при осадке на сплошных бойках, картины течения металла в очаге деформации. Последнее объясняется тем обстоятельством, что в случае нарушенной сплошности, вызванной разъемом, имеет место неравномерное затекание металла в разрез между половинками. Перечисленные факты, касающиеся различий деформирования сплошного и разрезного инструмента и тех явлений, которые наблюдаются на их контактных поверхностях и в объеме в обоих случаях, необходимо обязательно учитывать при изучении тонких

особенностей пластической деформации металлов и определении контактных напряжений различными методами. Это тем более важно при исследованиях, которые проводятся в процессе пластической обработки прокаткою, когда кроме контактных деформаций у валков наблюдается также их прогиб и скручивание. Естественно, что при таких сложных упругих формаизменениях инструмента картина явлений, наблюдающихся в очаге деформации, при прокатке значительно усложняется и особенно при использовании валков с вырезами и полостями, предназначенных для размещения различного рода встроенных датчиков и разрезных приборов.

Следует также остановиться на основных результатах изучения работы чувствительных элементов (датчиков) месдоз, широко применяемых при исследовании контактных напряжений в различных технологических процессах по пластическому деформированию металлов. Первое, что вырисовывается при рассмотрении полученных нами экспериментальных данных — это неравномерное изменение деформаций в различных сечениях всех типов образцов, сложная зависимость их упругой фигуры от условий опыта и в первую очередь контактных.

Однако влияние последних на величины деформаций по сечениям у цилиндрических элементов, имеющих отношение высоты к диаметру равное единице, благодаря введению буртиков, несколько уменьшается. Последний вывод особенно важен для выбора конфигурации упругого элемента и места расположения на нем тензодатчиков при использовании образцов в различного рода приборах, предназначенных для точных измерений. Как правило, тензодатчики должны размещаться в тех местах, где изменения величин деформаций для данного типа чувствительного элемента являются минимальными. Опыты показали, что в случае их неудачного расположения наблюдается нестабильная работа прибора и, как следствие этого, невысокая точность получаемых с его помощью данных.

Необходимо также особо отметить, что при определенных контактных условиях характер формаизменений упругих элементов различного конструктивного исполнения проявляется по-разному. Более того, даже продольная и поперечная деформации одного и того же элемента изменяются при этом неодинаково. Если принять за исходные условия экспериментов равномерное распределение нагрузки по контактным поверхностям упругих образцов, то наибольшие формаизменения последних наблюдаются при перераспределении нагрузки по торцу и приложении усилия под углом к оси образцов. Причем, для элементов одного типа большие значения деформации обнаруживаются в условиях приложения нагрузки под углом к их оси (продольная деформация цилиндрических упругих элементов), а для других - изменение контура области торца воспринимающей нагрузке. У цилиндрических образцов, имеющих отношение высоты к диаметру, равное единице, влияние контактных условий на их формаизменения в зоне размещения датчиков благодаря введению буртиков, несколько уменьшается этот эффект в наибольшей степени проявляется при увеличении массы буртиков и расположенных их ближе к середине упругих элементов.

Исследование величин радиальных деформаций чувствительных образцов с различной формой поперечного сечения по высоте показало, что в зависимости от контактных условий наименьшие формоизменения наблюдаются у цилиндрических элементов с переменным сечением и соотношением между высотой и диаметром в тонкой части, равном 3 и в утолщенной - 1,5. В отношении чувствительных датчиков с выточкой необходимо отметить, что наибольшее изменение их деформаций имеет место при действии нагрузки под углом к оси, учитывая, что в различных сечениях указанная закономерность проявляется неодинаково, следует при использовании в измерителях подобных образцов особенно тщательно выбирать место для расположения тензодатчиков.

Результатом изучения работы составных упругих элементов явилось создание прибора такой конструкции, который позволяет при незначительном отношении высоты к диаметру составного элемента в целом возможно точнее определять нагрузки при резком изменении контактных условий.

В данном случае говорить о формоизменениях составного упругого элемента не имеет смысла, так как показания вторичного прибора зависят от деформации объединенных в одно целое отдельных элементов. Опыты показали, что из всех исследованных образцов наиболее стабильно работает измеритель, состоящий из шести столбиков. В этом случае при изменении условий приложения нагрузки показания вторичного прибора практически не изменяются. Последнее указывает на очень важный момент, заключающийся в том, что при изучении контактных напряжений с помощью различных методов, а также при замерах нормальных усилий мессдозами, в качестве преобразователя определяемой величины в электрический сигнал по возможности следует использовать составные упругие элементы с витыми тензодатчиками.

Данные исследования формоизменений различного рода инструмента и упругих элементов мессдоз, а также сделанные на их основе выводы в последующем были использованы при оценке точности работы приборов, действие которых базируется на замерах перемещений встроенных датчиков или подвижных частей. При этом для установления возможностей первых из них была выбрана точечная мессдоза, наиболее распространенной в экспериментальной практике конструкции. В процессе опытного изучения ее работы выяснилось, что те теоретические предпосылки, которые заложены экспериментаторами в конструктивное исполнение подобного рода приборов и в методики определения с их помощью контактных напряжений, совершенно не оправдываются на практике. Отмеченное является результатом того факта, что при исследовании работы измерителей со встроенными датчиками выяснилась существенная зависимость их показаний от таких переменных в процессе эксперимента факторов, как затекающий в полость под штифт пластически обрабатываемый металл образца и самое главное - упругие формоизменения деформирующего инструмента и составных деталей самого встроенного прибора.

Вполне естественно, что при подобных условиях говорить о приемлемой достоверности получаемых экспериментальных данных, просто недопустимо. Это становится еще более очевидным, если сопоставить результаты по установлению возможностей работы точечного измерителя при определенных условиях опыта, когда производится лишь изменение жесткости его составных деталей. Получаемые в этих случаях результаты свидетельствуют о полной непригодности использования принципа измерения перемещений деталей встроенного датчика при проведении такого рода экспериментов, как установление закономерностей изменения контактных напряжений в очаге деформаций при пластической обработке металлов. Последнее (сказанное) свидетельствует о бесперспективности применения точечных приборов в исследовательской практике.

Весьма обширные данные были получены также при изучении работы разрезных измерителей, предназначенных для исследований внешнего трения при пластическом деформировании металлов. Необходимость проведения экспериментов по установлению возможностей названных приборов связана с тем обстоятельством, что на основе результатов их практического использования и имеющихся литературных данных выяснилось несоответствие действительности ряда допущений, заложенных при конструировании и создании этих измерителей. Среди них прежде всего вызывали сомнения предположения ряда авторов об абсолютно недеформирующемся приборе (считается, например, что нормальные напряжения при одновременной осадке пары образцов взаимно уравниваются и, следовательно, не оказывают никакого воздействия на измерительные элементы), об устранении влияния упругих формоизменений на показания разрезных измерителей при создании зазора и размещении в нем фольговых прокладок определенной толщины, о приемлемости используемого способа оценки упругих деформаций составных частей приборов на показания измерительного элемента путем обжатия закаленных образцов, состоящих из двух половинок, а также соответствие работы, деталей прибора при условиях опыта и тарировке.

Как выяснилось при экспериментах, на работу разрезных измерителей решающее влияние оказывают сложные формоизменения их составных частей. При этом создание зазора между половинками является однобоким подходом к разрешению вопроса об устранении влияния упругих деформаций на показания приборов, ибо, как показали опыты, в действительности они распространяются не только в сторону разреза, но и во все остальные. Само же наличие зазора, ввиду затекания металла, способствует нарушению обычной, наблюдающейся при использовании сплошного инструмента, картины его течения. Кроме того, разъем создает определенную анизотропию трения, а увеличение угла конусности инструмента из-за увеличения упругих формоизменений в аксиальном направлении, вызванной уменьшением жесткости, еще и перераспределение нормальных и касательных напряжений в очаге деформации.

Как показали исследования, все перечисленные факторы значительно усугубляют напряженное состояние разрезных измерителей, вызывая существенно увеличение их упругих деформаций, в т.ч. самых удаленных точках от места контакта пластически обрабатываемого металла с инструментом. Из полученных результатов также следует, что разрезные бойки и валки (торсиометры), как и любые другие приборы, замеры которых основываются на принципе определения перемещений их подвижных частей, не могут фиксировать силы трения прилипания. Последнее связано с тем обстоятельством, что, если тангенциальные усилия, действующие в зоне скольжения, стремятся вытянуть подвижные части измерителя из очага деформации, то возникающие в зоне прилипания силы трения наоборот— воспрепятствуют их перемещению.

Следовательно, даже при принятии допущения, что рассматриваемые приборы являются абсолютно недеформируемыми, их подвижные части не могут перемещаться до тех пор, пока существует зона прилипания. Поскольку, как свидетельствуют экспериментальные данные, полученные нами и другими авторами, в любой момент пластической деформации существует зона прилипания, то факт невыполнимости условия о перемещении подвижных частей приборов следует считать вполне обоснованным. Если же к этому еще добавить затекание металла в разрез и его распирающее действие, то в этом случае ни о каких замерах трения с помощью разрезных приборов любых конструкций не может быть и речи. Зона прилипания, образуя своего рода «мостик» между подвижными деталями измерителей, создает определенный защемляющий момент и, наряду с действием затекающего в разрез металла способствует значительному усугублению картины напряженно деформированного состояния не только в очаге деформации, но и во всем объеме прибора. Последнее, в свою очередь, способствует существенному увеличению фиксируемых в этом случае величин. Причем выделить из них ту часть формоизменений, которая получается только за счет влияния сил трения, на фоне значительно больших их значений, вызванных действием нормальных напряжений в измерителях, действие которых базируется на фиксировании подвижных частей, практически невозможно.

Тем более нет никакого смысла даже говорить о получении с их помощью эпюр касательных напряжений. Последние, как уже отмечалось, устанавливаются по данным замеров, проведенных при различной величине смещения деформируемых проб относительно разреза. Обычно экспериментаторы считают, что эффекты, наблюдаемые в этом случае, есть результат действия сил трения в различных зонах очага деформации. Однако опыты, проведенные нами по исследованию работы сплошного и разрезного инструмента, дают право утверждать, что на самом деле это происходит вследствие искажения упругой фигуры бойков при внецентренном воздействии на них нормальных усилий.

Подобная картина обычно имеет место при смещении пластически деформируемого образца относительно оси инструмента. Все отмеченные

факты указывают на недопустимость использования подобных методик при установлении величин и закономерностей распределения сил трения в очаге деформации. То же следует сказать в отношении оценки влияния упругих деформаций составных деталей прибора на его работу путем обжатия закаленных половинок образцов и в отношении применяемых способов тарировки.

Таким образом, рассмотрение обширных материалов по исследованию работы точечных и разрезных приборов при различных условиях опыта показывает на то, что измерители, действие которых основывается на фиксировании перемещений встроенных датчиков или подвижных частей приборов, не пригодны для изучения контактных напряжений при пластической деформации металлов. Как показали наши исследования, и это подтверждается литературными данными, те допущения, которые приняты при разработке их теорий, не отвечают действительности. В связи с чем мезоды фиксируют не нормальные напряжения и силы трения, как это считают некоторые исследователи, а упругие формоизменения составных частей приборов. Последние же вызваны совместным действием различных факторов, имеющих место в очаге деформации при пластической обработке металлов.

Следовательно, рассмотрение литературных данных, обобщенных в главе 1, и анализ результатов наших исследований по изучению работы точечных и разрезных приборов позволяют сделать вывод, что ни один из методов в том виде, как они предлагаются в настоящее время, не могут быть использованы для установления величин и закономерностей изменения нормальных и касательных напряжений в зоне контакта в процессе пластического деформирования металлов.

В связи с изложенным встает вопрос о необходимости разработки новых или усовершенствования существующих методов исследования контактных напряжений. При этом следует иметь в виду, что опыты по изучению строения очага деформации являются тончайшими физическими экспериментами, и к ним необходимо подходить, принимая во внимание влияние всех основных факторов пластической обработки, обеспечивая соблюдение постоянства условий опыта, учитывая или по возможности снижая влияние упругих формоизменений и не делая допущений, правомерность которых строго не доказана. Особенно при исследовании контактных напряжений и тонких особенностей пластической деформации недопустимо принятие представлений об абсолютно недеформирующемся инструменте, принципа фиксации, основанного на замерах перемещений встроенных датчиков или подвижных частей, отождествления формоизменений при работе сплошного и разрезного инструмента. При этом обязательно необходимо учитывать влияние различных зон, в т. ч. и зон прилипания, имеющих место в очаге деформации, перераспределение нормальных и касательных напряжений, и изменение течения металла по контактными поверхностям, вызванных разрезом (отверстием) и упругими искажениями рабочей части инструмента.

Наиболее перспективными для изучения строения очага деформации в процессах пластической обработки металлов, при условии некоторых усовершенствований, являются поляризационно-оптический метод, метод сдвига и метод клещевого захвата (искусственного торможения полосы в валках). Для доработки первого из них первостепенное значение имеет создание более жестких «прозрачных» (оптически активных) материалов с кристаллической структурой, совершенствование способов решения объемных задач, положений теории подобия и разработка необходимых приборов и оборудования.

Разрешение всех перечисленных вопросов дает возможность осуществлять моделирование и проводить исследование контактных напряжений в условиях, соответствующих реальным процессам пластической обработки металлов. Безусловно, для успешного выполнения всех перечисленных вопросов необходимо привлечение широкого круга различных специалистов.

Что касается методов сдвига и клещевого захвата, то, в отличие от предложений И. М. Павлова, необходимо проводить изучение переходных процессов. Как показали эксперименты, фиксирование явлений, наблюдающихся на контакте в обоих указанных случаях, должно осуществляться за бесконечно малый промежуток времени, т. к. только при этом не будет происходить заметных изменений силовых параметров обработки, значительных пластических формоизменений проб, а, следовательно, существенных изменений соотношения различных контактных зон. Используя методы сдвига и клещевого захвата для изучения переходных процессов осадки и прокатки, можно при условии достаточно тщательной и точной записи изменений действующих усилий и кинематических факторов получить исчерпывающие данные о строении очага деформации при указанных видах пластической обработки металлов.

2.3. АС СССР №382444, Пресняков А.А., Мироненко Ю.П., Сви-денко В.Н., Куранов Г.Г., Шулькин В.И. Способ определения контактных напряжений в очаге деформации при прокатке

Изобретение относится к области обработки металлов давлением, а именно к прокатному производству.

Известен способ определения контактных напряжений в очаге деформации при прокатке, заключающийся в том, что измеряют давление металла на валки, натяжение полосы, скорость прокатки и окружную скорость валков и по результатам измерений вычисляют величины контактных напряжений.

Предлагаемый способ отличается от известного тем, что после достижения устойчивой прокатки полосу тормозят до полной ее остановки и непрерывно регистрируют изменение измеряемых параметров во времени. Такой способ позволяет определять контактные напряжения в различных зонах очага деформации.

Способ определения контактных напряжений в очаге деформации при прокатке заключается в следующем. После достижения устойчивой прокатки принудительно тормозят полосу в валках и измеряют изменение сил трения и давления в течение всего времени торможения. Одновременно регистрируют скорость перемещения деформируемого металла и окружную скорость валков. Анализ различных периодов процесса торможения позволяет определить контактные напряжения в разных зонах очага деформации.

Предмет изобретения

Способ определения контактных напряжений в очаге деформации при прокатке, заключающийся в том, что измеряют давление металла на валки, натяжение полосы, скорость прокатки и окружную скорость валков и по результатам измерений вычисляют величины контактных напряжений, отличающийся тем, что, с целью определения контактных напряжений в разных зонах очага деформации, после достижения устойчивой прокатки тормозят полосу до полной ее остановки и непрерывно регистрируют изменение измеряемых параметров во времени.

3. РОЛЬ МАСШТАБНОГО ЭФФЕКТА В РАЗВИТИИ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ

Яркие эффекты по закономерностям развития локализации пластической деформации проявляются при изучении масштабного эффекта. В течении более чем 20 лет в лаборатории материаловедения, возглавляемой А.А. Пресняковым проводились исследования по закономерностям изменения механических свойств цветных металлов и сплавов от размера экспериментальных образцов. Проблема масштабного эффекта имеет большое значение с позиции прогнозирования поведения металлов и сплавов в реальных крупногабаритных конструкциях на основании лабораторных исследований небольших образцов. Этой проблеме уделялось и сегодня уделяется большое внимание во многих странах мира. Учеными предлагались различные теории, объясняющие механизмы проявления масштабного эффекта. Развитие этих теорий было тесно связано с изменением представлений о физике прочности и пластичности металлов и сплавов и эволюционировало вместе и ними. В ниже приведенных работах показано, что основной причиной масштабного эффекта механических свойств являются закономерности развития макролокализации пластического течения.

3.1. Проявление действия масштабного фактора при развитии локализации деформации [Пресняков А.А. Локализация пластической деформации. Алма-Ата, 1981, С.53-60. (Примечание: Список литературы приведен в разделе 1.)]

Зависимость развития локализации деформации от величины и распределения тангенциальных напряжений, найденная в эксперименте, делает необходимым изучение влияния размеров и форм образцов на показатели механических свойств. Проблеме этой посвящено много работ [119-124 и др.]. В настоящее время различают три теории действия масштабного фактора на свойства: статистическую [120, 121, 124], энергетическую [122] и металлургическую [123]. Первая базируется на представлениях о том, что с увеличением масштаба образца растет и количество «опасных» дефектов в нем. Энергетическая теория [122] основывается на утверждении об увеличении упругой энергии в системе образец-машина с ростом размеров проб, вследствие чего рассматривает неоднородность состава и свойства реальных изделий, повышающуюся с размерами [124]. Некоторые авторы [123] рассматривают проявление масштабного эффекта как совокупность действий всех перечисленных факторов.

Исследования масштабного эффекта проведены достаточно подробно только для полухрупких и хрупких материалов, влияние же его на развитие сверхпластичности почти не разработано [25]. Представление о высокой равномерности течения сверхпластичных материалов приводит к выводу о прямой зависимости величины рабочего объема образцов и их максимального удлинения: чем больше объем пробы, тем больше будет и полное удлинение при одинаковых конечных диаметрах образца (неизменность конечного размера при сверхпластичности наблюдается экспериментально). Исходя из этих

соображений, нами проведены две серии опытов с использованием образцов при постоянном объеме рабочей части и кратных проб, объем которых увеличивался с ростом диаметра. Путем несложных выкладок можно показать, что максимальное удлинение будет пропорционально квадрату диаметра:

$$\delta_{\max} \cong \frac{D^2}{B}, \quad (18)$$

где δ_{\max} – максимальное удлинение; B – постоянная величина; D – исходный диаметр.

При переменном рабочем объеме и кратной длине зависимость максимального удлинения от диаметра проб определится тем же выражением, но с другим коэффициентом:

$$\delta'_{\max} \cong \frac{D^2}{A}, \quad (19)$$

где δ'_{\max} – максимальное удлинение кратных образцов (с переменным рабочим объемом); D – исходный диаметр; A – постоянная величина.

Таким образом, с изменением масштаба, как при постоянном, так и изменяющемся объеме образцов мы получаем параболическую зависимость максимального удлинения от диаметра их рабочей части.

Ниже приведены материалы по исследованию влияния масштабного фактора на развитие сверхпластичности в эвтектоиде алюминий-цинк. Одна серия проб использовалась с постоянным рабочим объемом, но с изменяющимися отношениями D/L , которых было взято семь типоразмеров. При этом диаметр изменялся через 1 мм от 3 до 9 мм. Во второй серии использовались кратные образцы, т.е. при изменении размеров сохранилось соотношение $L/D = 5$. Первую серию экспериментов проводили на сплаве в закаленном, деформированном и отожженном состояниях, кратные же образцы были только деформированными [125]. Эвтектоид алюминий-цинк подвергался отжигу при 350 °С (выдержка 72 ч) или закалке с 375 °С в холодную воду. Часть закаленных слитков затем прокатывали при 200 °С со степенью деформации 60 %. Разрыв осуществляли на гидравлической машине при 100, 150, 200, 275, 300 °С.

На рис. 16-18 приведены сведения о полных удлинениях образцов алюминиевоцинкового эвтектоида с постоянным рабочим объемом. Анализ рис. 16 показывает, что полное удлинение отожженных проб приблизительно на порядок меньше, чем у неравновесных (закаленных и деформированных) и, главное, имеют место кардинальные изменения температурной зависимости сверхпластичности с изменением состояния. Отожженные пробы обнаруживают четкую связь показателей пластичности с их размером: удлинение сильно возрастает с увеличением диаметра в интервале 100-250 и выше 275 °С

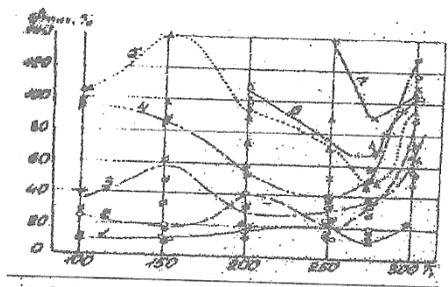


Рис. 16. Изменение удлинения отожженного сплава алюминий-цинк с изменением диаметра образцов: 1 - 3; 2 - 4; 3 - 5; 4 - 6; 6 - 7; 6 - 8; 7 - 9 мм.

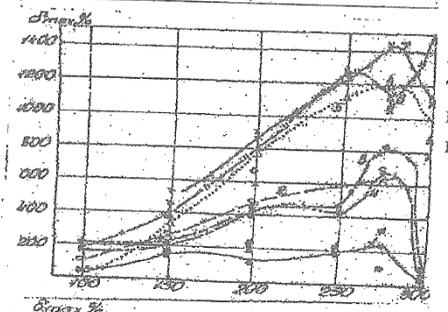


Рис. 17. Изменение удлинения закаленных образцов эвтектоида алюминий-цинк с изменением диаметра; обозначения те же, что и на рис. 16.

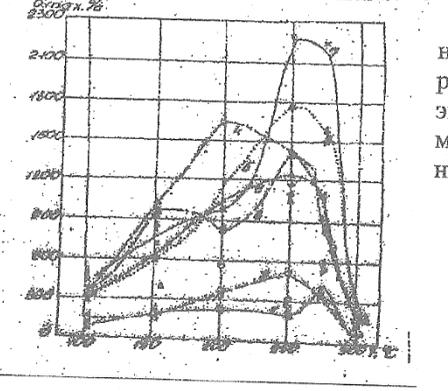


Рис. 18. Изменение удлинения деформированных образцов алюминиевоцинкового эвтектоида с изменением диаметра; обозначения те же, что и на рис. 16.

На рис. 17 показано влияние размеров образцов на развитие эффекта сверхпластичности закаленного алюминиевоцинкового эвтектоида. Здесь показатели пластичности значительно выше, они доходят до 1500 вблизи

эвтектоидной точки, в то время как у отожженных проб не превышают 140 %. Значительный рост удлинения с увеличением диаметра проб обнаруживается при всех температурах, он колеблется в 7-10 раз. На рис. 18 приведены сведения о влиянии масштабного фактора на развитие сверхпластичности у деформированных проб. Как и в предыдущем случае, максимальные показатели наблюдаются вблизи 275 °С. Таким образом, предварительная пластическая деформация сплава приводит к существенному росту пластичности по сравнению с закаленными пробами: с 1500 до 2300 % с одновременным смещением максимума с 275 до 250 °С. Деформированные пробы обнаруживают наиболее сильный рост показателей с диаметром (в 11,5 раз) вблизи 250 °С.

На рис. 19-21 приведены обработанные материалы о влиянии размера образцов при постоянном рабочем объеме на величину удлинения. При их анализе обнаруживаются интересные зависимости. Так, на рис. 19 хорошо просматривается, что размеры отожженных проб влияют на конечную пластичность наиболее существенным образом в интервале температур превращений, причем эта зависимость оказывается близкой к параболической, при других температурах она линейная, т.е. для ряда условий проявляется параболический ход пластичности с размерами проб, кроме эвтектоидной точки (275 °С) и 300 °С.

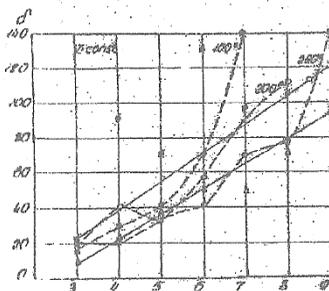


Рис. 19. Зависимость удлинения отожженных образцов эвтектоида алюминий-цинк от диаметра при разных температурах.

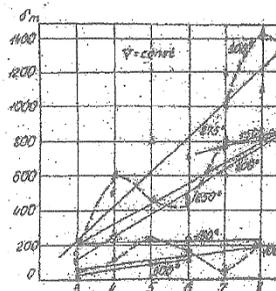


Рис. 20. Зависимость удлинения закаленных образцов эвтектоида алюминий-цинк от диаметра при разных температурах.

На рис. 20 показана зависимость максимального удлинения от диаметра пробы закаленного эвтектоида. Здесь, в отличие от отожженных образцов, обнаруживается практически линейный рост удлинения для всех температур. Однако при 100 и 300 °С влияние размера оказывается существенно более слабым, чем при 150-275 °С. Неожиданным является отклонение показателей с масштабом от параболической зависимости в этом случае. Эксперимент ясно показывает, что масштабный фактор оказывает влияние на развитие локализации деформации, т.е. происходит прежде всего существенное уменьшение локальнодеформированного объема при растяжении.

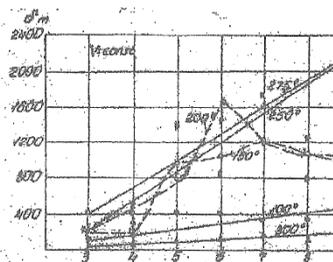


Рис. 21. Зависимость удлинения деформированных образцов эвтектоида алюминий-цинк от диаметра при разных температурах.

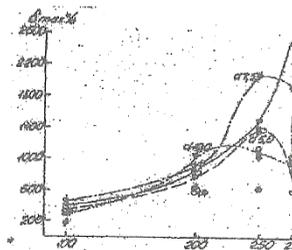


Рис. 22. Температурный ход удлинения кратных образцов эвтектоида алюминий-цинк при разных диаметрах.

Подобное же явление наблюдается и для металла, приведенного в сверхпластичное состояние с помощью предварительной деформации. Как видно из рис. 21, в этом случае масштаб проб обнаруживает сравнительно малое влияние при 100°C и значительное в области развития превращений, т.е. от 150 до 275 °С, для деформированных проб также характерна линейная зависимость удлинения от диаметра.

Данные рис. 22 получены при исследовании изменения полного удлинения деформированных кратных образцов с их масштабом. Как и в предыдущих экспериментах, увеличение степени влияния размеров проб на пластичность имеет место с приближением к точке фазового перехода. Однако здесь с увеличением диаметра кратных проб максимальное удлинение уменьшается с 2400 % для диаметра 2,5 мм до 1200 % для 10,0 мм. Выявлен аномальный выпад результатов, полученных на образцах с диаметром 7,5 мм, снижение их удлинения вблизи 275°C существенно меньше, чем у проб с диаметром 5 и 10 мм. Возможно, и в данном случае мы сталкиваемся с резкой локализацией всплеска пластичности вблизи 275°C (порядка несколько градусов), что не позволяет определить максимальные удлинения в этой области. При 300 °С влияние масштаба на удлинение мало.

На рис. 23 исследуется степень влияния диаметра кратных образцов на показатели максимального удлинения. Интересно, что с увеличением рабочего объема в этом случае наблюдается существенное уменьшение максимального удлинения вместо увеличения именно в зоне превращения, т.е. при 200-275 °С, а влияние масштабного фактора проявляется только в области, где развиваются превращения, вне ее размеры образцов не оказывают существенного влияния на пластичность. Таким образом, масштаб

ный эффект является чувствительным индикатором на превращения в металлическом веществе.

На рис. 24 приведены данные о степени влияния масштабного фактора на сопротивление деформированию при сверхпластичности, за показателем которого принят предел прочности. Влияние размеров проб на сопротивление деформированию существенно понижается с ростом температуры и оказывается наименьшим вблизи точек превращения - около 200-275°C. Таким образом, если изучаемый фактор особенно сильно влияет на пластичность в области превращений, то здесь на прочностные показатели он оказывает наименьшее действие.

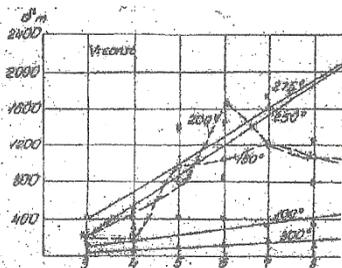


Рис. 21. Зависимость удлинения деформированных образцов эвтектоида алюминий-цинк от диаметра при разных температурах.

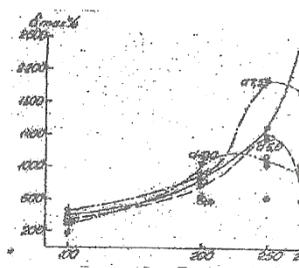


Рис. 22. Температурный ход удлинения кратных образцов эвтектоида алюминий-цинк при разных диаметрах.

Эти данные, как и данные первой серии экспериментов, показывают, что в процессе развития сверхпластичного течения происходит сильная локализация деформации, оказывающая огромное влияние на весь ход деформации металла. Именно через локализацию деформации и проявляется действие масштабного фактора в данном случае. Однако эффект локализации по-разному может развиваться при деформировании малых и больших объемов металла, что необходимо учитывать при разработке соответствующих технологических процессов. Таким образом, изучение влияния масштабного фактора на ход деформации сверхпластичных образцов параллельно показывает и его большую роль. При постоянном рабочем объеме происходит уменьшение его длины с ростом диаметра и именно поэтому увеличивается объем локально деформированного металла, что и приводит к сильному росту удлинения. При исследовании кратных образцов, наоборот, локализация деформации проявляется острее, относительный локальнодеформированный объем уменьшается, что приводит к уменьшению удлинения. Вероятно, эти закономерности являются общими для высокопластичных металлов, хотя и проявляются менее ярко, чем даже сверхпластичных.

3.2. Экспериментальные масштабные зависимости механических свойств конструкционных материалов [Черноглазова Т.В., Мофа Н.Н., Исмаилов М.Б. Прогнозирование эксплуатационных свойств изделий из хрупких и пластичных материалов на основе масштабного эффекта. Алма-Ата, КазНИИНТИ, 1991, С. 15-391

Проявление масштабного эффекта у металла, стекла и керамики весьма наглядно иллюстрируются гистограммами, приведенными в работе [10]. Они (рис. 2) дают возможность в обобщенном виде представить характер изменения прочности для различного класса материалов в разных диапазонах изменения их размеров: для усов, щепов, волокон (I), проволоки, нитей, фольги (II), лабораторных образцов размером от 1...2 до нескольких десятков миллиметров (III). Но в каждом из указанных выше диапазонов имеют место свои экспериментально установленные особенности в зависимости показателей свойств от размеров опытных образцов, обусловленные тем, какой из известных масштабных факторов (металлургический, технологический, статистический или энергетический) играет преобладающую роль.

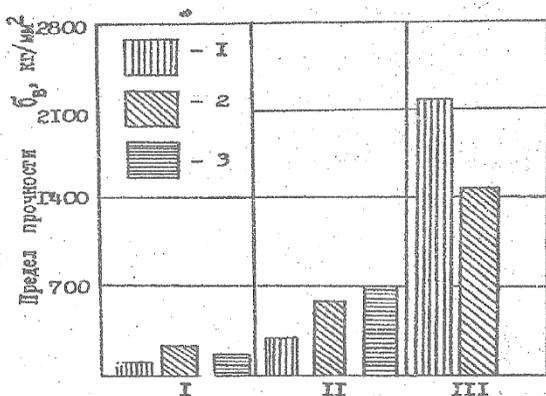


Рис. 2. Проявление масштабного эффекта у керамики (1), стекла (2) и металлов (3): I – большие сечения, II - тонкая проволока, III – усы.

Наиболее сильное проявление масштабного эффекта наблюдается у образцов малых сечений - нитей и усов. При толщине усов меньше 10 мкм прочность их достигает значений, близких к теоретической, что связывается с совершенной бездефектной структурой решетки этих микрокристаллов. Обширная информация по свойствам объектов с малым сечением (нитевид

ные кристаллы, волокна) с учетом проявления масштабного эффекта приведена в монографии Г.С. Писаренко [10], обобщившего сведения для тугоплавких материалов по их прочности и деформируемости в широком диапазоне температур исследования. Так, проявление масштабного эффекта у стальных волокон диаметром 80 мкм и длиной 10,40 и 80 мкм имеет место при всех температурах исследования в диапазоне 20..600 °С, а проявляется сильнее у более прочного материала. С увеличением диаметра образцов из стали У8А от 80 до 145 мкм предельная деформация увеличивается почти в 2 раза, а предел прочности снижается на 40 %. Аналогичные зависимости даны [10] для вольфрамовых и молибденовых волокон. Масштабный эффект у этих материалов связывается с состоянием поверхностного слоя волокон. Сильная зависимость прочности волокон не только от диаметра, но и от длины наблюдается и у различных тканевых материалов [22].

Значительное влияние состояния поверхностного слоя, зависящее от предварительной термомеханической обработки, в еще большей степени, чем у нитей и волокон, проявляется для фоль различной толщины. В работе [20] было установлено снижение пластичности отожженных фольг меди при уменьшении их толщины от 550 до 7 мкм, связанное с проявлением свойств ослабленного поверхностного слоя, равного половине величины зерна.

Для стальной проволоки малого сечения прочность доходит до 400 кгс/мм², что значительно превышает прочность массивных образцов из того же материала и объясняется мелкозернистостью материала. При испытании микрообразцов из чистой меди, дюралюминия Д1, сплава В95 и конструкционной стали 40ХР2МА и 30ХГСА полученные результаты показали, что для всех исследованных металлов и сплавов имеет место увеличение прочности и пластичности микрообразцов диаметров 0,8 мм по сравнению с 5-мм [21].

С переходом от усов, проволок, фольг к образцам, толщина которых изменяется от одного до нескольких десятков миллиметров, изменение прочности от размеров в общем сохраняет экспоненциальный характер. Степень снижения прочности от толщины в большинстве случаев уменьшается.

Результаты исследований, проведенных за последние 25 лет по изучению проблемы масштабного эффекта, показали, что масштабные зависимости свойств любых, но особенно пластичных материалов, имеют более сложный характер, чем это представлялось ранее. К настоящему времени выяснена более полно роль толщины, длины, кратности и объема образца в изменении показателей его свойств. Если в более ранних работах, в основном, внимание уделялось изменению прочности от диаметра (толщины), а роль длины при этом считалась ничтожно малой, то за последние 20 лет было установлено, что в предельных случаях длина образца (изделия) оказывает существенное влияние на его свойства. Особенно это проявляется для пластичных материалов, когда преобладающее значение приобретает энергетический фактор. Л.А. Сосновским [22] было показано, что при осевом статистическом и циклическом нагружении зависимость предельного напряжения σ , от рабочей длины образцов l , (при постоянном диаметре) по-

сит затухающий характер, С увеличением длины образцов из стали 3Х13 от 6 до 60 мм величины a_0 и a_b уменьшаются на 10..15 %, а $\sigma_{пр}$ и $\sigma_{0,2}$ - на 40..45 % (рис.3). При этом существует некоторая критическая рабочая длина образца l_k и соответствующее ей критическое среднее значение предельного напряжения σ_c , разделяющее области различного поведения функции $\lg \sigma < J - f(lg l_0)$. Значение l_k различно для разных предельных напряжений.

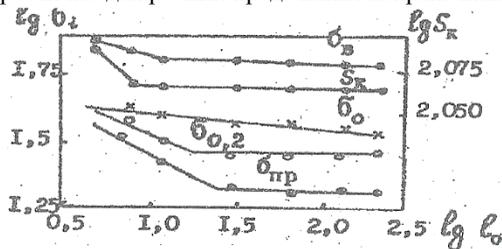


Рис. 3. Зависимость средних предельных напряжений от рабочей длины образцов из стали 3Х13: σ_b – предел прочности, σ_0 – предельные напряжения равномерной деформации, $\sigma_{0,2}$ – условный предел текучести, σ_n – предел пропорциональности, S_k – сопротивление разрушению.

Однако в общем случае роль толщины остается более существенной. Особенно наглядно это следует из рисунка 4, где приведена зависимость прочности полосок резины СКС от объема для двух случаев: с изменением объема за счет длины и за счет изменения диаметра при постоянной длине [19]. Во втором варианте прочность снижается более интенсивно. В одних пределах изменения объема при постоянной длине образца его прочность снижается на 13,5 %, а при постоянном диаметре - всего на 4 %. Следовательно, вариацией длины и диаметра получен целый набор значений прочности. Из рисунка 4 также следует, что существует некоторый определенный объем, при котором образец всегда будет характеризоваться единственным значением прочности.

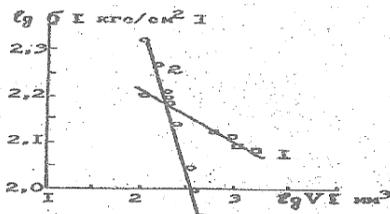


Рис. 4. Зависимость прочности полосок резины УКС от объема: 1 – объем изменялся за счет длины от 0,9 до 6 мм, 2 – объем изменялся за счет толщины (от 0,35 до 2,5 мм).

Систематические исследования, проведенные авторами настоящего обзора на меди и латунях Л80 и Л63 [23, 24], выявили две особенности в масштабной зависимости прочности этих материалов. Первое, линейная связь между величинами $\sigma_{\text{т}}$, и $\epsilon_{\text{т}}$, V_D (рис. 5а) проявляется только начиная с некоторого определенного рабочего объема, величина которого зависит от соотношения длины к диаметру, а для образцов меньшего объема предел прочности - величина постоянная, соответствующая наиболее действительной характеристике прочности самого материала. Причем, предельные значения рабочих объемов, для которых выполняется постоянство величины $\sigma_{\text{т}}$, сильно зависят от исходной длины образца. С увеличением последней уменьшается объем, которому соответствует постоянство предела прочнос

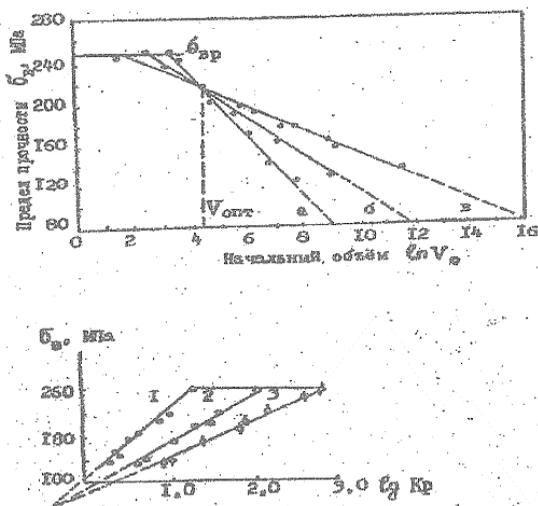


Рис. 5. Зависимость предела прочности бескислородной меди от величины абсолютного рабочего объема образцов при 20 °С : при длине 1-20 мм, 2 - 50 мм, 3 - 100 мм (штрихом показаны интерполированные отрезки прямых).

Второе

соответствует некоторому оптимальному значению рабочего объема образца, для которого независимо от его размеров получено единое значе-

ние предела прочности. Объяснение наблюдаемым фактам дается на основании представлений о локализации пластической деформации. Установлено, что с уменьшением длины образцов раньше начинается образование шейки - области устойчивой локализации деформации, и развитие ее идет интенсивнее ввиду того, что ей свойственно более низкое сопротивление деформированию.

Подобный характер зависимостей получен для меди не только при комнатной температуре, но и при 200, 600 и 850°C, а также и для латуней Л80 и Л63. По сравнению с чистым металлом латуни дают сильный масштабный эффект [24]. Для них усиливается влияние длины, а следовательно, и разница в показателях прочности для образцов одного объема. При температурах, когда пластичность резко падает и материал проявляет хрупкие свойства, например, как это имеет место у Л63 при 600°C, масштабная зависимость от объема практически описывается не набором, а единой прямой $\sigma_b = F(\xi, V_0)$.

Для более глубокого понимания явления масштабного эффекта, а также возможности его практической оценки и прогнозирования, наряду с зависимостями от объема, полезную информацию дают масштабные зависимости от кратности (соотношения линейных размеров). Согласно данным по меди [25], приведенным на рис. 56, для образцов одной кратности может быть получен целый набор значений предела прочности с максимальной разницей от 225 до 170 МПа. Как увеличение, так и уменьшение отношений длины к диаметру способствуют получению более стабильного значения σ_b , которое ограничивается сверху величиной 255 МПа, являющейся, как уже отмечалось при рассмотрении влияния объема, показателем, отражающим реальные прочностные свойства материала. В зависимости от длины образца это значение прочности достигается при разной кратности, т.е. и у геометрически подобных образцов проявляется влияние их размеров на механические свойства. При интерполировании прямых линий $\sigma_b = R \cdot n \cdot K_p) \xi, = \text{const}$ они пересекаются в одной точке, отвечающей минимальному значению прочности при определенной малой кратности, когда $d_0 \gg t_0$, что должно соответствовать прочности образцов в области острого надреза.

Для пластичных материалов помимо масштабной зависимости прочности большое значение приобретает масштабная зависимость показателей, характеризующих вязкость и деформируемость образцов.

Зависимости пластических характеристик материала от размера образцов на первых этапах изучения масштабного эффекта практически не уделялось внимания. Разработка этой проблемы с привлечением роли градиента напряжений и изменением размеров зоны деформации в области концентратора напряжений показала неизбежность изменения характеристик пластичности от размера образцов. Это особенно ярко проявилось на пластичных материалах. Экспериментально было показано значительное повышение удлинения от толщины (диаметра) образца [25, 26]. В случае надрезов на образцах из сверхпластичного материала удлинение их с увеличением глубины надреза падает, а с увеличением его протяженности и радиуса закругления возрастает до двух и более раз [27]. При кручении ци-

линдрических образцов алюминия был установлен рост сдвиговых деформаций от 10000 до 20000 % при увеличении диаметра от 4 до 14 мм [28].

Поскольку пластическая деформация образца связана с образованием и развитием областей локальной деформации [29, 30], или, другими словами, зон локальной текучести [31, 32], то зависимость конечных показателей пластичности от размеров образцов должна быть следствием масштабной зависимости областей локализации, что и наблюдалось в опытах [33], показавших увеличение их объема с толщиной образца.

Таким образом, при деформировании различных материалов, как хрупких, так и пластичных, в любых условиях простого и сложного нагружения общей составной частью процесса, предшествующего и предопределяющего разрушение, является образование зон локальной пластической деформации, размеры которой зависят от размеров образца и определяют скорость развития разрушающей трещины, величину сопротивления деформированию и показатели пластичности. Не удивительно, что во всех работах по масштабному фактору наиболее сильным размерным параметром является толщина образца, от которой зависит степень концентрации напряжений и размер области локального пластического течения.

Из показателей деформируемости чувствительным к исходным размерам образца является относительное удлинение, которое с увеличением толщины образца возрастает как для обычных пластичных, так и сверхпластичных материалов. Длина образца оказывает противоположное действие [34]. Более сильная зависимость удлинения от кратности образцов. Поэтому ГОСТом для испытания металлов и сплавов установлены 5- и 10- кратные образцы. Однако рядом исследователей [35] показано, что рекомендованные ГОСТом значения расчетной длины приводят для некоторых сплавов к заниженным значениям удлинения. Для мартенситных сталей предполагают ввести в метод испытания длину расчетной части образца, равной $l_0 = 2,82$ (где S_0 - площадь сечения).

Причина наблюдаемой масштабной зависимости удлинения связана с особенностями локального формоизменения материала. Сильная нестабильность показателей свойств по пластичности дана для меди, когда уменьшение кратности исследуемых геометрически подобных образцов снижает разницу в их показателях пластичности (рис. 6а). Зависимость удлинения от кратности практически описывается семейством пересекающихся прямых при значениях $K_r < K_{r_{\text{opt}}}$, начиная с которого наблюдается слабая зависимость удлинения от размеров. Аналогичный вид зависимости имеет место для латуней Л80 и Л63 в широком интервале температур исследования. Экспериментально найденные для них величины $K_{r_{\text{opt}}}$ являются граничными значениями кратности, определяющими то соотношение размеров образцов, при испытании которых будет проявляться масштабный эффект по удлинению в связи с особенностями развития их локального

течения. Эта характеристика имеет физический смысл и может служить обоснованным критерием для выбора кратности исследуемых лабораторных образцов.

В зависимостях удлинения от объема (для меди и латуни Л80 и Л63) также получено расщепление прямых при объеме образца больше некоторого оптимального значения V_{opt} , ограничивающего размеры образца, деформация которого идет с явно выраженной локализацией (рис. 6б). Рост относительного удлинения с увеличением диаметра у образцов одного объема отражает интенсивность развития локального формоизменения и степень реализации пластических свойств материала.

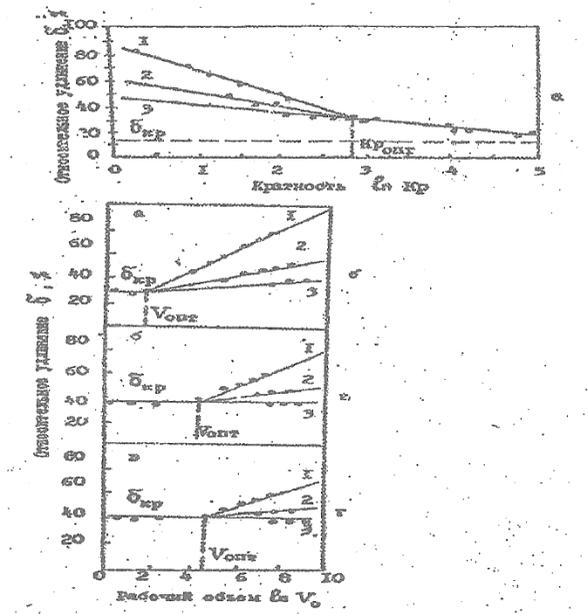


Рис. 6. Зависимость относительного удлинения бескислородной меди и латуней от кратности (а) и объема (б) цилиндрических образцов длиной 20(1), 50(2) и 100 (3) мм при температуре 20°C

Пределы текучести, прочности и другие предельные значения сопротивления деформированию, а также относительное удлинение - есть результат развития формоизменения образца на различных этапах его пластического течения. Этот процесс описывается так называемыми кривыми течения, показывающими монотонное изменение сопротивления деформированию при нагружении образцов. Они являются важными технологическими характеристиками металлов и сплавов и имеют большое значение для определения технологических параметров при обработке металлов дав-

лением и оценке их последующих эксплуатационных качеств.

Кривые течения серого чугуна показывают (рис. 7а) снижение сопротивления деформированию для крупных образцов [36]. Таким же образом влияют размеры образцов на величину сопротивления деформированию и для пластичных материалов, например, меди (рис. 7б). С повышением кратности образцов они также деформируются при меньших напряжениях (рис. 8), уровень которых при одних степенях те [37].

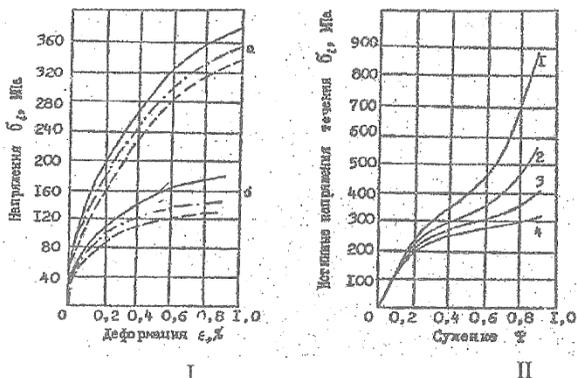


Рис. 7. Кривые деформирования: I – при растяжении (а) и сжатии (б) серого чугуна для образцов разных размеров (сплошные линии – сечение $F = 80 \text{ мм}^2$, штрихпунктирные – $F = 500 \text{ мм}^2$, штриховые – $F = 100 \text{ мм}^2$); II – при растяжении бескислородной меди при 20°C образцов длиной 20 мм и диаметрами 4(1), 6(2), 8(3) и 10(4) мм.

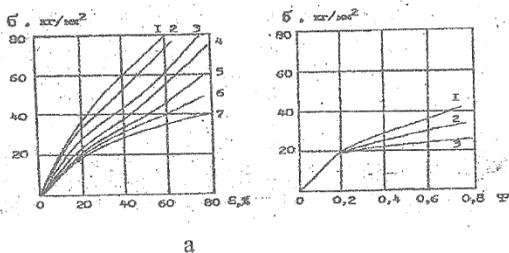


Рис. 8. Кривые деформирования:
а – при сжатии смежных образцов в зависимости от отношения h/d (кратности): 1=0,3; 2=0,35; 3=0,55; 4=0,70; 5=0,95; 6=1,30; 7=2;
б – при растяжении образцов бескислородной меди диаметром 10 мм и длиной 20 (1), 50 (2) и 100 (3) мм – кратностью соответственно 2, 5 и 10 (данные авторов).

Разупрочняющее влияние текущей деформации, составляющие порядка 50 %, снижается в 4 раза толщины (диаметра) образцов сохраняется и при высоких температурах деформации. Такого же рода результаты полу-

чены и при исследовании влияния размера образцов на напряжения течения и для ряда других сплавов [38].

Таким образом, существующие в литературе экспериментальные данные по проявлению масштабного эффекта у различных материалов, на первый взгляд, кажутся весьма противоречивыми. Во многих случаях нарушается единый экспоненциальный ход кривой зависимости свойства - размер, полученной первоначально для хрупких материалов и отвечающей представлению статистической теории масштабного эффекта. Результаты исследований за последние 10 лет дают ответ на вопрос, почему для одних и тех же металлов и сплавов различными авторами представлено такое многообразие значений показателей свойств. Причина заключается в том, что масштабные зависимости отписываются, как правило, не одной, а совокупностью кривых, отражающих разную степень влияния продольных и поперечных размеров исследуемых изделий, что проявляется в характере и степени развития локализации пластической деформации при воздействии на деталь конструкции внешней нагрузки.

Рассмотренные в данном разделе экспериментальные зависимости механических свойств от размеров образцов являются необходимой информацией для прогнозирования поведения материала в изделии определенных форм и размеров. В основе такого прогнозирования лежит определение критических значений объема и кратности образцов. Привлечение представлений о локализации деформации на микро- и макроуровне для прогнозирования разрушения и свойств материала в условиях эксплуатации является весьма перспективным подходом при анализе и возможности управления масштабным фактором.

Литература

1. Лебедев А В, Маховецкий И.В. Экспериментальное исследование влияния масштаба на прочность чугуна с шаровидным графитом // Проблемы прочности. 1982, № 12., С. 15-20.
2. Ярема С.Я. Новые методы испытания материалов / Заводская лаборатория, 1986, № 5, С.89-92.
3. Отражало В.А. О критерии подобия ползучести металлов // Проблемы прочности. 1984, № 10, С. 9-14.
4. Зотеев В.С. Влияние абсолютных размеров на скорость роста усталостной трещины в цилиндрическом надрезанном образце // Проблемы прочности, 1980, № 1, С.24-26.
5. Томенко Ю.С. Влияние формы и размеров образцов на характеристики механических свойств стали // Заводская лаборатория, 1979, № 4, С.360-369.
6. Пашков П.О. Особенности деформации и разрушения стали в конструкциях различной жесткости и размеров // Проблемы прочности, 1986, № 1, С.52-55.
7. Ламашевский В.П., Лебедев А.А. Экспериментальное исследование эффектов масштаба и формы тела на закономерностей деформирования и

разрушения структурно-неоднородных материалов. //Проблемы прочности, 1982, № 9, С. 68-72.

8. Черепанов Г.П. Механика разрушения и кинетическая теория прочности//Проблемы прочности, 1989, № 11, С.3-5.

9. Прочность, материалов и конструкций в экстремальных условиях // Под ред. Г.С.Писарекко, Киев: Наукова думка, 1980, 767 с.

10. Фридман В.М., Шербань Н.И. О влиянии масштабного фактора на прочность твердых сплавов // Проблемы прочности, 1980, № 11, С.111-113.

11. Ламашевский В.П., Лебедев А.А. Экспериментальное исследование эффекта масштаба при деформировании серого чугуна в условиях сложного напряженного состояния // Проблемы прочности, 1986, №2, С.32-36.

12. Андреев Л.С. Влияние масштабного фактора при циклическом кручении пружинной проволоки // Проблемы прочности, 1980, № 7, С. 101-103.

13. Коллинз Дж. Повреждение материалов в конструкциях: Анализ, предсказание, предотвращение масштабной зависимости. 1984, 620 с.

14. Солнцев Ю.Н., Замятин М.М., Ежов А.А. О влиянии размеров образцов на ударную вязкость И критическую температуру Хрупкости//Заводская лаборатория.,1980, № 12, С.1139-1141.

12. Гусев В.П., Кудрявцева Г.Д. и др. Влияние толщины образца на характеристики трещиностойкости сплава 1163 // Проблемы прочности, 1989, № 8, С.29-33.

13. Саррак В.И., Шведов И.А. Разрушение сталей в области вязко-хрупкого перехода при испытании образцов с различными концентраторами напряжений на статический изгиб // Проблемы прочности, 1989, N 1, С.34-37.

14. Бартенев Г.М. Данилов А.В. О зависимости коэффициента напряжений от длины надреза в разнотканевом материале // Проблемы прочности, 1989, № 4, С.22-25.

15. Подтележников А.А. Пластическая деформация и разрушение фольг меди. Проявление ослабленного поверхностного слоя и характеристика течения фольг // Физика металлов и металловедение, 1984, Т.59, В.1, С.71-83.

16. Механические свойства новых материалов. М.: Мир, 1984, 254 с.

18. Сосновский Л.А. Влияние длины образцов на предельные напряжения при растяжении сталей // Проблемы прочности, 1976, № 4, С.30-33.

19. Черноглазова Т.В., Мофа Н.Н. Влияние размера образцов на показатели прочности бескислородной меди // Проблемы прочности, 1984, N 9, С.64-67.

20. Черноглазова Т.В., Мофа Н.Н., Влияние температуры на масштабную зависимость прочности меди и латуней // Проблемы прочности, 1990, № 11, С. 104.

21. Молчанов Л.Н., Влияние длины надрезанного образца на долговечность стали при повторном ударном изгибе // Проблемы прочности, 1981, № 6, С. 93-96.

22. Банных С.А., Лещинский В.М., Чуланов О.Б. и др., Роль масштабного фактора при сверхпластической деформации // Пластичность металлов и сплавов с особыми свойствами. 1982, С.18-23.
23. Кузьмин С.А., Лихачев В.А., Никонов К.Х., Влияние масштабного фактора на развитие сверхпластичности алюминия // Известия вузов, Цветная металлургия, 1980, №6, С.67-70.
28. Мофа Н.Н. Локализация пластической деформации алюминия и некоторых его сплавов: Автореферат диссертации.М., 1983, 23 с.
29. Астенин В.В., Надеждин Т.Н., Петров Ю.Н. и др., Локализация пластической деформации при скоростном ударном деформировании алюминия и сплава АМгб //Проблемы прочности, 1987, №3, С.81-85.
30. Бакулич Б.К., О развитии пластической деформации и локальных слоев текучести//Проблемы прочности., 1983, № 3, С.70-76.
31. Островский А.А., Ваш В.Я., Экспериментальная проверка критерия появления локальных слоев текучести // Проблемы прочности, 1989, №4, С.28-31.
32. Еремин В.И., Ковалева В. И., Москаленко В.А., Исследование явления нестабильного пластического течения титана и титановых сплавов при низких температурах: Криогенные материалы и их сварка // Доклады международной конференции. Киев, 24-25 июля 1986, С.74-80.
33. Черноглазова Т.В., Джанбусинов Е.А., Мофа Н.Н., Влияние температуры на проявление масштабного эффекта у пластичных металлов // Материаловедение конструкционных материалов сельскохозяйственных машин, Алма-Ата, 1986, С.62-72.
34. Васильев В.В., Гольбрайх Л.С., Зыкин П.Г., К определению пластических характеристик материалов со склонностью к локальному развитию деформаций // Проблемы прочности, 1981, №.12, С.55-58.
35. Ламашевский В.П., Лебедев А.А., Алфимов П.Т., Экспериментальные исследования эффекта масштаба при деформировании серого чугуна в условиях сложного напряженного состояния // Проблемы прочности, 1987, № 2, С.32-36.
36. Фридман Я.Б., Механические свойства металлов, М.: Машиностроение, 1984, Т.1,2, С.367-471.
37. Болотин В., Прогнозирование ресурса машин и конструкций. М.: Машиностроение, 1984, 310 с.
38. Грушевский Я.Л., Определение вероятностного места разрушения керамических тел// Проблемы прочности, 1987, № 3, С.49-52.
39. Орлов А.Г., Шишкова Г.Ф., Влияние размерного фактора на скольжение и упрочнение монокристаллов кремнистого железа // Физика твердого тела, 1982, Т.14, В.2, С.602-603.
40. Черноглазова Т.В., Мофа Н.Н., Пресняков А.А., Роль локализации деформации в проявлении масштабного эффекта у пластичных материалов // Тезисы докладов всесоюзного семинара. Актуальные проблемы прочности, Тарту, 1985, С. 132-133.
41. Турко В.П., Простейшая модель масштабного эффекта на основе

гипотезы локальных объемов // Проблемы прочности, 1986, № 4, С.34-38.

42. Пресняков А.А., Мофа Н.Н., Черноглазова Т.В., Определение объема локальнодеформированного металла в процессе растяжения // Заводская лаборатория, 1985, № 10, С. 76-79.

43. Кузьменко Г.И., Никифоров А.И., О природе прочности металлов и металлокерамики//Проблемы прочности, 1984, № 9, С.108-109.

44. Писаренко Г.С., О точности определения показателей прочности при испытаниях лабораторных образцов из металлокерамики // Проблемы прочности, 1988, № 7.

45. Амелянович К.К., Родьчев К.М., Стекла в керамика - новые материалы для крупногабаритных конструкций // Проблемы прочности, 1980, № 10, С. 127-132.

46. Амелянович К.К., Прочность малогабаритных сферических обло-чочек из прессованных стеклянных элементов // Проблемы прочности, 1989, № 8, С.102-104.

47. Райхель А.М., Непомнящий С.А., Шведун В.Г., К вопросу о влиянии масштабного фактора на прочность ситаллов // Проблемы прочности, 1986, № 10, С.43-46.

48. Дубовик В.Н., Райхель А.М., Дефектность и уровни прочности ситаллов // Проблемы прочности, 1984, № 7, С.79-84.

49. Строительные материалы: Справочник // Под ред. А.С. Болдырева. М.: Стройиздат, 1980, 567 с.

3.3. Влияние размеров образцов на показатели прочности бескислородной меди. [Черноглазова Т.В., Пресняков А.А., Мофа Н.Н. // Проблемы прочности, 1984, №9, С. 64-67]

Известно [1-4], что показатели пластичности, сопротивления деформированию и характер разрушения изделий из меди существенно зависят от размеров образцов. Однако причины проявления масштабного эффекта у пластичных металлов трактуются различными теориями [3-6] неоднозначно. До сих пор нет четко установленных функциональных зависимостей механических свойств от размеров образцов в широком диапазоне их варьирования. Практически отсутствуют данные о влиянии температуры на степень проявления масштабного эффекта у меди и ее сплавов.

Задача данной работы - исследование влияния размеров образцов на показатели прочности бескислородной меди марки Моб в условиях холодной (20 °С), теплой (200, 600 °С) и горячей (850 °С) деформации при растяжении. Литые медные вайербарсы (ГОСТ 859-78) подвергали прокатке при температуре 850°С до конечных степеней обжатия - 60 %. Продеформированные полосы разрезали в направлении прокатки на заготовки сечением 14x14 мм² и длиной 600мм, из которых вытачивали цилиндрические образцы следующих размеров: диаметр 4, 6, 8 и 10 мм и длина 20, 50, и 100 мм с обработкой поверхности по 9-10 классу чистоты. Кроме того, исследовали образцы из медной проволоки, изготовленной из того же металла волочением до диаметров 0,1; 1,2; 1,4; 2,0 и 2,5 мм. Таким образом, размеры исследуемых образцов изменялись в широком диапазоне: диаметр - от 0Д до 10 мм, длина — от 20 до 100 мм, объем - от 0,2 до 7854 мм³ (в 4000 раз), кратность от 2 до 1000 (в 500 раз). Образцы одного размера вырезали из прутков, взятых из различных участков слитка. На каждый типоразмер исследовали три - пять образцов.

Изготовленные образцы подвергали отжигу в древесном угле при 600 °С в течении 2 ч с последующим охлаждением с печью до комнатной температуры. Размер зерна после термической обработки составлял 60.. 80 мкм.

Эксперименты на растяжение, как при комнатной температуре, так и при 200, 600 и 850 °С, проводили на механической разрывной машине УММ-5, оборудованной нагревательной электрической печью сопротивления. Высокотемпературные исследования осуществляли в среде аргона, который подавался в камеру печи предварительно нагретым до температуры опыта. Градиент температуры в печи по длине образца не превышал ± 5 град. Скорость движения захватов разрывной машины была постоянной (4мм/мин). Нагрузка в процессе активной деформации непрерывно регистрировалась тензометрической системой силоизмерения и записывалась на диаграммной ленте потенциометра КСП-4. Точность определения нагрузки составляла ± 0,5% во всех рабочих диапазонах ее изменения, т.е. 0...2000, 0...500 и 0...40 кгс.

Полученные экспериментальные данные показатели сильную зависимость величины предела прочности от поперечного сечения экспериментального

образца (рис. 1). С увеличением диаметра от 0,1 до 10 мм (т.е. в 100 раз) величина предела прочности уменьшится на 38 %, что согласуется с литературными данными [1, 2], полученными для целого ряда пластичных материалов, в том числе и для меди. Для самых тонких (0,1 мм) исследованных образцов предел прочности достигает максимального значения (255 МПа) и практически не зависит от длины. Влияние длины сказывается на образцах, диаметр которых меняется в интервале 0,1...4 мм. Так, предел прочности образцов диаметром 1,2 мм ($\lg d_0=0,1$) при 20 °С в описываемых условиях эксперимента изменялся от 246 до 205 МПа с увеличением длины образца в пять раз (от 20 до 100 мм). Для образцов диаметром 6... 10 мм предел прочности падает с 170 до 135 МПа, а для образцов разной длины характер изменения σ_B от d_0 в логарифмических координатах может быть представлен единой прямой.

Рассмотренные выше результаты свидетельствуют о неоднозначной зависимости прочностных показателей свойств от кратности образцов. Действительно, согласно данным рис.2 для образцов одной кратности может быть получен целый набор значений предела прочности с максимальной разницей от 255 до 170 МПа. Как увеличение, так и уменьшение отношения длины к диаметру способствует получению более стабильного значения σ_B , которое ограничивается сверху (максимальное значение) величиной 255 МПа, являющейся, по-видимому, показателем, отражающим реальные прочные свойства материала. В зависимости от длины образца это значение прочности достигается при разной его кратности. Следовательно, как отмечал еще Н.Н. Давиденков [7], у геометрически подобных образцов проявляется влияние их размеров на механические свойства.

Согласно результатам проведенных исследований, изменения предела прочности от кратности в полулогарифмических координатах описывается прямыми, угол наклона которых уменьшается с увеличением исходной длины образца и которые при интерполировании (на рис. 2 штрихом нанесены интерполированные отрезки прямых) пересекаются в одной точке, отвечающей минимальному значению прочности при определенной малой кратности, когда $d_0 \gg l_0$, что, возможно, будет соответствовать прочности образцов в области острого надреза.

Однако тот факт, что зависимость $a_B=f(\lg K_p)$ описывается семейством пересекающихся прямых, каждая из которых характеризует изменение прочности образцов определенной начальной длины, а также то, что при одной кратности с уменьшением длины образцов прочность повышается, является следствием еще одной зависимости, на которую обращают внимание при изучении масштабного фактора, - это влияние полного объема тела на показатели его механических свойств. Более того, существует точка зрения [8], что влияние абсолютных размеров тела - наиболее важный вопрос в проблеме масштабного фактора.

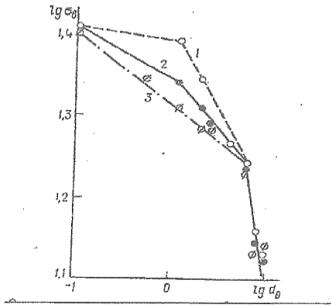


Рис. 1. Зависимость предела прочности бескислородной меди при 20 °С от диаметра образцов разной длины : 1 – 20 мм, 2 – 50 мм, 3 – 100 мм

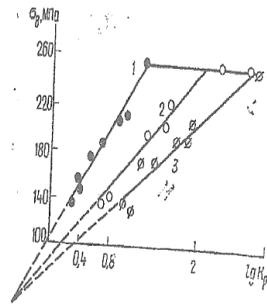


Рис. 2. Влияние кратности образцов на предел прочности бескислородной меди при 20°С: 1 – 20 мм, 2 – 50 мм, 3 – 100 мм

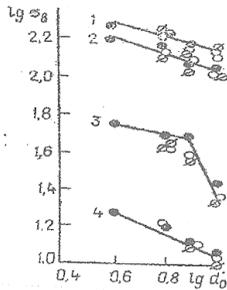


Рис. 4. Изотермические кривые зависимости предела прочности от первоначального диаметра образцов разной длины, полученные при 20 (1), 200 (2), 600 (3) и 850°С (4).

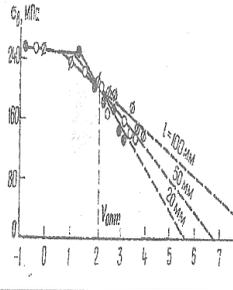


Рис. 3. Зависимость предела прочности меди от величины абсолютного рабочего объема образцов при 20°С (штрихом показаны интерполированные отрезки прямых)

Это вполне закономерно, поскольку при расчете прочности реальных изделий сложной формы гораздо проще оценить их рабочий объем (объем той части детали, которая находится под нагрузкой), чем отдельные размеры в различных сечениях. Литературные данные [9] свидетельствуют о том, что в общем случае с увеличением объема образца прочность снижается. Зафиксировано паде-

ние предела прочности почти на 40 % при увеличении рабочего объема образца в восемь раз [10]. Связь между прочностью и масштабом (объемом) образца, по Кейсу [11], может быть представлена в виде $\sigma = a - b \lg(cV)$, где a , b , c - постоянные.

Полученные в настоящей работе экспериментальные данные о масштабном эффекте на отожженной бескислородной меди при комнатной температуре (рис.3), удовлетворяя в общем указанной выше зависимости, позволили обнаружить ряд особенностей. Во-первых, линейная связь между величинами σ_b и $\lg V_0$ проявляется, начиная только с некоторого определенного рабочего объема, величина которого зависит от соотношения длины к диаметру образца, и для образцов меньшего объема предел прочности - величина постоянная, соответствующая как уже отмечалось при рассмотрении влияния кратности, наиболее действительной характеристике прочности металла. Причем, предельные значения рабочих объемов, для которых выполняется постоянство величины a_b , сильно зависят от исходной длины образца, с увеличением последней уменьшается объем, которому соответствует постоянство величины σ_b .

Во-вторых, единой строгой зависимости $a_b - V_0$ не обнаружено. Для образцов одного объема, но разной длины может быть получен целый набор значений предела прочности. Зависимость прочности от масштабного фактора описывается рядом пересекающихся прямых $\sigma_b = f(\lg V_G)$, угол наклона которых уменьшается с ростом исходной длины образца. Точка их пересечения соответствует некоторому оптимальному значению рабочего объема образца, для которого независимо от его длины и диаметра получено единое значение предела прочности.

Если некоторое уменьшение значения σ_b с увеличением длины образца при объемах его меньше V_{opt} вполне объяснимо с позиций известных теорий масштабного фактора, то сам факт существования такого оптимального рабочего объема с фиксированным значением предела прочности и повышение прочности с длиной образца при объемах его больше V_{opt} с нашей точки зрения, можно объяснить, используя представления о локализации пластической деформации.

Как известно [12], предел прочности определяемый как отношение максимума нагрузок на индикаторной кривой к исходному сечению образца, фактически характеризует сопротивление материала в момент перехода от равномерной его деформации к локальной. Однако, в работах [13, 14] показано, что максимум нагрузки не всегда соответствует началу локализации деформации; образование шейки возможно значительно раньше. Это зависит от состояния материала (отожженное, наклепанное) и от размеров образцов [15, 16]. Поэтому величина σ_b , в одних случаях будет определяться в период интенсивного наклепа материала при равномерной деформации, в других - на стадии хорошо развитой локализации, когда интенсивность упрочнения значительно падает. Возможно также разупрочнение, обусловленное особенностями перестройки структуры в области локализации деформации [17].

Установлено, что для коротких образцов шейка начитается раньше и развивается интенсивнее, ввиду чего им свойственно более низкое сопротивление деформированию, Точка пересечения прямых $\sigma_b = f(\lg V_0)$ соответствует объему образца, в случае превышения которого начинает проявляться локализация деформации в зависимости механических свойств от масштабного фактора.

Точка оптимального рабочего объема образца, при котором независимо от диаметра и длины получаются наиболее стабильные значения предела прочности, соответствует другой экстремальной точке на кривой $\sigma_b = f(d_0)$, когда для образцов определенного диаметра резко усиливается влияние масштабного фактора на величину показателей свойств независимо от длины образцов. Изменение угла наклона прямых $\lg \sigma_b = f(\lg d_0)$, в логарифмических координатах означает, что с развитием локализации деформации свойства материала существенно изменяются.

Исследование влияния температуры на проявление масштабного эффекта для образцов диаметром 4мм и выше из бескислородной меди показывает, что она подчиняется единым степенным зависимостям $\sigma_b - d_0$. Изменение угла наклона прямых $\lg \sigma_b = f(\lg d_0)$ с температурой на рис.4 является естественным отражением изменения реальных прочностных свойств металла с повышением температуры. Более того, с переходом к теплой (600°C) и горячей (850°C) деформации экстремальная точка, за которой усиливается влияние диаметра независимо от длины образца и, кроме того, по нашему мнению, начинает сказываться локализация деформации в масштабном факторе для бескислородной меди, смещается к большим значениям исходного диаметра образца.

Ввиду ограниченности экспериментальных данных о влиянии температуры на степень проявления масштабного фактора к настоящему времени не представляется возможным получить более завершённую картину этой зависимости. Однако результаты исследования в условиях высоких температур вполне укладываются в общую схему установленных зависимостей механических свойств от соотношения размеров опытных образцов из меди при 20°C, в которых определенное место отводится развитию локализации деформации при исследовании механических свойств материалов.

Литература

1. Гарбер Р.Н. О масштабном факторе в поликристаллических нитях меди. - В кн.: Нитевидные кристаллы и тонкие пленки. Воронеж; Воронежск. Поллитехн. Ин-т, 1975, ч. 1, с.262-264.
2. Механические свойства медной фольги / Л. Б.Злотин, В.М. Королев, В.Л.Оржеховский и др. // Заводская лаборатория, 1977, № 1, С. 62-64.
3. Плеханова И.Г., Ратнер С.И. Масштабный эффект у пластичных материалов.// Журн. Техн. Физики, 1954, вып. 7, С. 445-453.
4. Чечулин Б.Б. Влияние размера образцов на результаты испытания на разрыв и излом. М.; ОНТИ, 1956, 40 С.

5. Шewanдин Е.М., Разов И.А., Ефимов А.В. Исследование масштабного эффекта при пластическом деформировании и разрушении сталей различной прочности. // В кн.: Некоторые проблемы прочности твердого тела. М.: Изд-во АН СССР, 1959, С. 194-206.

6. Савицкий А.В., Левин Б.Я., Петров В.А. Кинетический подход к проблеме масштабного фактора прочности. // Проблемы прочности, 1977, №6, С. 6-11.

7. Давиденков Н.Н. О влиянии размеров образцов на их металлические свойства. // Заводская лаборатория, 1960, № 3, С. 319-320.

8. Шапов Н.П. К вопросу о масштабном факторе. // Там же, с. 321-323.

9. Weibull W. A statistical theory of the strength of materials. - *Ingeniors Vetenscaps Academien, Stockholm*, 1939,151, № 149, p. 153.

10. Фриман В.М., Щербань Н.И. О влиянии масштабного фактора на прочность твердых сплавов. // Проблемы прочности, 1980, № 11, С.111-113.

11. Ишлинский А.Ю. Некоторые применения статистики к описанию законов деформирования тел. // Изв. АН СССР, Отд. Техн. Наук, 1944, вып. 9, С.583-590.

12. Давиденков Н.Н. О природе шейки при растяжении образцов. // Журн. Техн. Физики, 1955,25, вып. 5, С. 877- 880.

13. Melander A. Necking in cylindrical tensile specimens.- *Scand. Int. Met.*, 1980,9, №2, p.51-57.

14. Hutsheuson J.W., Neale K.W. Influence of strain rate sensitivity of necking under uniaxial tension. - *Acta Met.*, 1977, 25, № 7, p. 839-846.

15. Хамзин С.Х., Соймин Н.Я., Пресняков А.А. Влияние масштабных характеристик образцов на показатели механических свойств свинца. // В кн.: Физика. Алма-Ата: Изд-во Каз. Ун-та, 1972, вып. 4, ч. 11, С. 104-106.

16. Пресняков А.А., Черюглазова Т.В., Мофа Н.Н. Влияние масштабного фактора на закономерности деформационного упрочнения. // В кн.: Тез. Докл. Третьего координационного семинара по деформационному упрочнению сталей и сплавов. Барнаул: Изд-во Алт. Ун-та, 1981, С. 17.

17. Фрагментирование и динамическая рекристаллизация в меди при больших и очень больших пластических деформациях // В.А.Лихачев, В.М. Быков, Ю.А.Никонов и др. // Физика металлов и металловедение, 1978, 45, № 1, с. 163-169.

3.4. Роль локализации деформации в проявлении масштабного эффекта у пластичных металлов [Черюглазова Т.В., Мофа Н.Н., Пресняков А.А. // Семинар «Актуальные проблемы прочности. Пластичность материалов и конструкций», Тарту, 1985, С. 75-76]

Для пластичных материалов существуют противоречивые сведения о степени проявления у них масштабного эффекта, которые до сих пор не нашли однозначного объяснения с позиции общепринятых теорий масштабного фактора. Отсутствуют функциональные зависимости механических свойств от размеров образцов в широком диапазоне их варьирования, позволяющие прогнозировать поведение при эксплуатации

реальных изделий по данным испытания лабораторных образцов. Практически отсутствуют сведения о температурной зависимости масштабного эффекта.

Нами исследовалось влияние размеров цилиндрических образцов на показатели механических свойств бескислородной меди марки МОБ и латуней Л80 и Л63 в условиях холодной (20 °С), теплой (200, 600 °С) и горячей (850 °С) деформации растяжением. Размеры исследуемых образцов изменялись в широком диапазоне: диаметр от 0,2 до 10 мм, длина от 20 до 100 мм, объем от 0,2 до 7854 мм³ (в 4000 раз), кратность от 2 до 1000 (в 500 раз).

Из анализа экспериментальных данных получены следующие результаты:

1. У пластичных материалов имеет место неоднозначное влияние диаметра и длины образцов на показатели прочности и пластичности.

2. Экспериментальные данные показывают неоднозначную зависимость предела прочности и предельной пластичности от объема образцов. Установлено, что при малых значениях объемов $U < U_0$ (случай проволок и тонких фольг) значение прочности стремится к вполне определенной величине, соответствующей реальной прочности материала. С увеличением объема $U > U_0$ зависимость прочности от объема описывается семейством пересекающихся прямых, угол наклона которых определяется размерами образцов. Получены соответствующие аналитические зависимости хода:

$$\sigma_{\text{нТ}} = k (\ln V - \ln V_{\text{нТ}})$$

3. Показано, что зависимость предела прочности от кратности образцов описывается аналогичным семейством пересекающихся прямых, угол наклона которых зависит в основном от длины образцов. Найдены минимальные и максимальные значения кратности образцов, при которых наблюдается наименьшее влияние размеров образцов на показатели механических свойств.

4. Установлены единые закономерности влияния размеров образца на механические свойства меди и латуней в условиях холодной (20°С), теплой (200°С, 600°С) и горячей (850°С) деформаций. Повышение температуры усиливает степень проявления масштабного эффекта. Показано, что сильное влияние размеров образцов на пластичность наблюдается с определенных значений объема $V_{\text{нТ}}$ и $K_{\text{нТ}}$.

5. Размеры образцов влияют на момент потери стабильности пластического течения. Увеличение диаметра образца приводит к более раннему развитию локализации деформации, уменьшению текущих сопротивлений деформированию и соответствующему уменьшению интенсивности упрочнения.

Показатели механических свойств определяются величинами, характеризующими кинетику и степень развития локализации деформации: ко-

эффицентом локализации деформации, истинными скоростями течения, коэффициентом деформационного упрочнения, локально деформированным объемом, которые также зависят от размера образцов. Расщепление единой зависимости $\sigma_a = f(V)$ связано с тем, что образцы с одинаковым начальным объемом (разной кратности) имеют различный локально- деформированный объем V_0 .

6. Размеры образцов пластичных металлов наибольшее влияние оказывают на показатели пластичности 5. Увеличение диаметра от 4 до 10 мм практически не влияет на величину равномерного удлинения, но повышает в 2 раза локальную деформацию в шейке образца. Увеличение длины образца от 20 до 100 мм также не изменяет величину равномерного удлинения, но резко уменьшает долю локальной пластичности. Полученные данные позволяют объяснить различную степень проявления масштабного эффекта у пластичных материалов при исследовании геометрически подобных образцов различной кратности.

Таким образом, при рассмотрении проблемы масштабного эффекта у пластичных материалов наряду с металлургическим, энергетическим, статистическим и другими факторами необходимо учитывать явление локализации пластической деформации.

3.5. Влияние температуры на проявление масштабного эффекта у пластичных материалов [Джанбусинов Е.А., Черноглазова Т.В., Мофа Н.Н. / Сборник научных трудов «Материаловедение конструкционных материалов сельскохозяйственных машин», Алма-Ата, 1986, С.62 - 66]

Проблеме проявления масштабного эффекта у пластичных материалов посвящен ряд исследований [1 -6], в которых установлены основные закономерности влияния размеров образцов на их механические свойства. Показано, что показатели пластичности более интенсивно реагируют на изменение размеров тела по сравнению с прочностными характеристиками. Однако до сих пор остался нерешенным вопрос об уточнении влияния не только длины и поперечных размеров образцов, но и абсолютных их размеров, а также кратности на характеристики механических свойств пластичных металлов. Следует указать также на отсутствие экспериментальных данных о действии температуры на степень проявления масштабного эффекта.

Задачей данной работы является исследование влияния масштабного фактора на показатели механических свойств бескислородной меди и ее сплавов с цинком (латуней Л80 и Л63) в условиях холодной (20°C), теплой (200 °С, 600°C) и горячей (850°C) деформаций.

Исследуемые образцы были изготовлены из горячедеформационных при 850°C на 60 % медных вайербаров, полученных непрерывным литьем. После изготовления образцы подвергались отжигу в среде древесного угля при 600°C в течение трех часов с последующим охлаждением с печью до

комнатной температуры. Размеры исследуемых образцов изменялись в широком диапазоне: диаметр - от 0,2 до 10 мм, длина - от 20 до 100 мм, соответственно объем - от 0,2 до 7854 мм³ (в 40 тыс. раз), кратность - от 2 до 1000 (в 500 раз).

Эксперименты на растяжение проводили при постоянной скорости движения захватов разрывной машины 4 мм/мин (температурные исследования велись в среде аргона). Исходные размеры цилиндрических образцов l_0 , d_0 , кратность K_r и рабочий объем V_0 приведены в таблице 1. На каждый типоразмер исследовалось 3 тб образцов. В ходе опытов определяли следующие механические характеристики: предел прочности, относительное удлинение и сужение. Точность определения предела прочности составляет 2 ч- 5%, удлинения - 1ч-5%, сужения - 1ч- 3%.

Основные экспериментальные данные по механическим свойствам образцов различных размеров из меди и латуни Л80 и Л63 для температур 20, 200, 600 и 850 °С приведены в таблице 2. Экспериментальные результаты показывают, что длина и диаметр исследованных образцов оказывают существенное влияние на показатели предельной (конечной) пластичности (рис. 1 а, б). Однако степень их влияния на относительное удлинение и сужение различна. Величина сужения ψ или степень сжатия поперечного сечения характеризует собой ресурс пластичности металла в данных температурноскоростных условиях деформирования (рис. 1б) и слабо зависит от масштаба, как установлено для всех исследованных металлов. При изменении объема образца в 4 раза (от 2 до 8 см³) величина сужения изменяется всего на 10 - 15 %, в зависимости от температуры для каждого исследованного металла сужение больше зависит не от масштаба, а от уровня пластичности, характерного для металла при данной температуре [1]. Относительно большое снижение пластичности с увеличением размеров образцов можно объяснить с позиции статистической теории масштабного фактора, учитывая количество опасных дефектов и вероятность их распределения с изменением рабочего объема образца [2].

Таблица 1. Начальные размеры: l_0 , d_0 , объем V_B и кратность K_r исследуемых цилиндрических образцов

Длина	Диаметр	Объем	Кратность
l_0 , мм	d_0 , мм	V_0 , мм	
	0,1	3	4
	1,2	0,157	200
	1,4	22,610	16,6
	2,0	30,720	14,3
20	2,5	62,8	10,0
	4	98,12	8,0
	6	251,3	5,0
	8	565,5	3,3
	10	1005,3	2,5
		1570,8	2,0
	0,1	0,39	500
	1,2	56,5	41,7
	1,4	76,9	35,7
	2,0	157,0	25,0
50	2,5	245,3	200
	4	628,0	12,5
	6	1413,7	8,3
	8	2513,3	6,3
	10	3926,9	5,0
	0,1	0,785	1000
	1,2	113,04	83,3
	1,4	53,8	71,4
	2,0	314,0	50,0
100	2,5	490,0	40,0
	4	1256,0	25,0
	6	2827,4	16,6
	8	5026,5	12,5
	10	7853,9	10,0

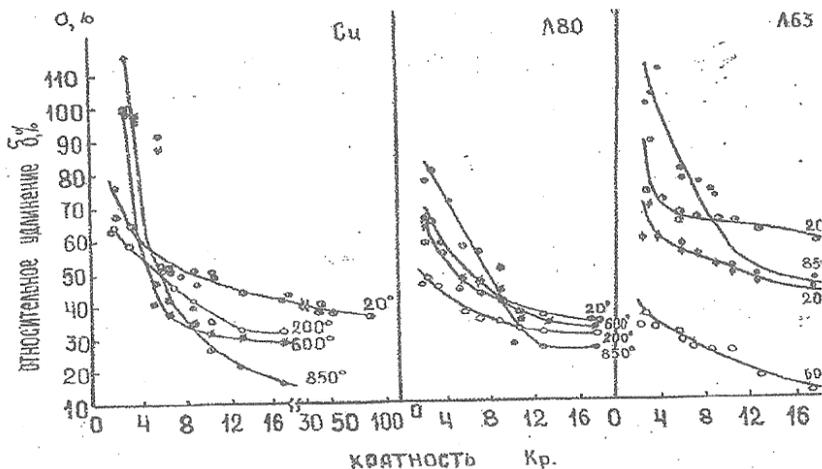


Рис. 1а. Влияние кратности цилиндрических образцов бескислородной меди марки МОб и латуней Л80 и Л63 на относительное удлинение при температурах холодной (20 °С), теплой (200 и 600 °С) и горячей (850 °С) деформаций

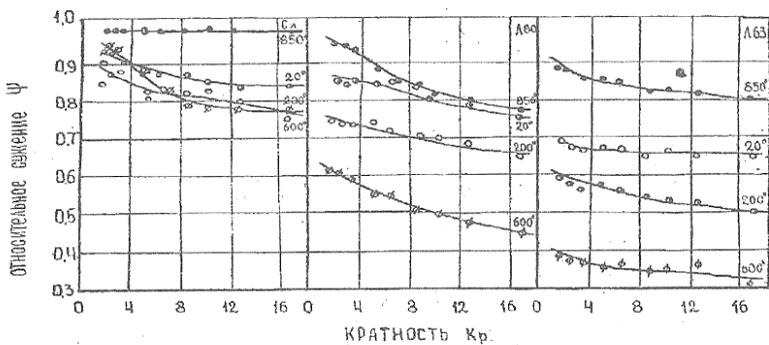


Рис. 1б. Влияние кратности цилиндрических образцов бескислородной меди марки МОб и латуней Л80 и Л63 на относительное сужение при температурах холодной (20 °С), теплой (200 и 600 °С) и горячей (850 °С) деформаций

Таблица 2. Влияние размеров образцов на механические свойства бескислородной меди и латуни Л80 и Л63.

Металл	к? 4) Н Р	h K _s П-зЗ	Длин а. 10, мм									
			20			50			100			
			0В	8, %	У	а _Б	S, %	Г	<?B	8, %	Г	
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	
МО6		0.1	25.47	30.1	-	25.45	28.4	-	25.14	27.0	-	
		1.2	24.6	42.3	-	22.1	40.1	-	20.5	36.2	-	
		2.0	20.9	50.7	-	20.3	42.4	-	19.2	37.3	-	
20		2.5	20.5	52.6	-	19.3	43.9	-	19.1	38.7	-	
		4.0	18.45	54.5	0.88	-	-	-	-	-	-	
		6.0	17.33	66.0	0.91	17.30	45.0	0.83	17.15	39.1	0.85	
		8.0	14.50	76.5	0.94	14.03	47.1	0.88	13.52	45.0	0.85	
		10.0	13.55	68.7	0.91	13.44	54.0	0.89	13.79	51.0	0.86	
		4.0	15.90	54.0	0.82	-	-	-	-	-	-	
200		6.0	14.28	66.0	0.89	14.0	42.2	0.85	13.45	33.6	0.75	
		8.0	12.74	60.1	0.88	12.30	46.8	0.90	11.43	34.5	0.85	
		10.0	10.81	65.5	0.84	10.36	47.4	0.74	10.30	35.7	0.83	
600		6.0	4.71	99.1	0.96	4.31	38.3	0.79	4.26	38.0	0.77	
		8.0	4.70	100.5	0.97	3.70	39.0	0.85	3.58	33.5	0.78	
		10.0	2.58	65.5	0.90	2.26	40.0	0.88	2.11	34.4	0.79	
850		6.0	1.41	99.3	0.99	1.40	41.0	0.98	4.37	18.6	0.98	
		8.0	1.24	99.5	0.99	1.23	43.0	0.99	1.20	23.4	0.98	
		10.0	1.09	111.6	0.99	1.06	49.2	0.99	0.98	28.6	0.98	
Л80		6.0	22.3	58.0	0.85	20.9	43.0	0.88	20.0	38.3	0.76	
	20	8.0	21.8	60.0	0.85	19.8	46.1	0.85	18.5	38.9	0.79	
		10.0	16.7	61.3	0.86	16.4	47.2	0.85	16.1	39.2	0.80	
200		6.0	17.7	48.8	0.73	17.6	36.8	0.71	17.1	33.5	0.67	
		8.0	16.0	50.0	0.74	15.9	36.1	0.72	14.7	34.0	0.69	
		10.0	15.2	49.8	0.75	14.8	38.1	0.74	14.2	35.4	0.70	
600		6.0	5.13	60.0	0.59	4.55	46.8	0.50	4.5	35.0	0.46	
		8.0	4.37	66.5	0.61	4.07	48.2	0.54	3.77	37.8	0.48	
		10.0	2.01	68.5	0.62	1.88	49.9	0.55	1.82	38.7	0.50	
650		6.0	2.65	72.4	0.94	2.18	52.4	0.83	2.07	27.7	0.78	
		8.0	2.60	81.1	0.95	2.08	58.1	0.85	2.01	28.5	0.81	
		10.0	1.87	78.6	0.96	1.76	59.4	0.88	1.71	29.2	0.82	
Л63	20	4.0	27.96	58.5	0.61	-	-	-	-	-	-	
		6.0	27.20	63.5	0.67	26.37	56.3	0.66	25.3	51.4	0.66	
		8.0	23.0	78.0	0.68	22.16	60.0	0.67	21.10	54.1	0.66	
		10.0	18.1	65.3	0.69	17.7	59.5	0.68	16.7	57.0	0.67	
200		4.0	23.5	47.5	0.66	-	-	-	-	-	-	
		6.0	22.7	62.5	0.57	21.7	41.8	0.55	19.5	36.0	0.51	
		8.0	21.1	61.5	0.58	20.3	46.8	0.56	18.18	36.6	0.53	
		10.0	16.7	61.7	0.59	16.0	50.0	0.58	15.0	40.0	0.54	
600		4.0	2.38	33.0	0.37	-	-	-	-	-	-	
		6.0	1.69	34.5	0.38	1.34	20.8	0.34	1.20	11.7	0.31	
		8.0	1.57	38.0	0.38	1.33	26.4	0.37	1.17	15.8	0.36	
		10.0	0.94	36.6	0.39	0.93	31.3	0.36	0.68	21.6	0.35	
850		4.0	0.18	69.0	0.81	-	-	-	-	-	-	
		6.0	0.17	101.5	0.87	0.17	64.7	0.83	0.16	38.5	0.80	
		8.0	0.16	93.3	0.88	0.15	68.0	0.86	0.14	39.0	0.83	
	10.0	0.15	86.2	0.88	0.14	71.5	0.87	0.13	41.2	0.83		

Исходя из гипотезы начальной разновероятностной дефектности образцов различных размеров, уже показатели равномерного сужения и удлинения должны реагировать на изменение размеров тела. Однако, Шевандиным Е.М. и другими [4] было показано, что чем более поздний этап пластической деформации и разрушения рассматривают, тем сильнее и интенсивнее сказывается влияние масштабного фактора на механические свойства. Такое проявление масштабного эффекта в кинетике процесса деформирования было объяснено для хрупких металлов энергетической теорией [3,4], а для пластичных - теорией подобия [5].

Однако, даже зная влияние отдельных размеров (диаметра и длины), абсолютных размеров (объема) и формы (кратности) практически затруднительно решить задачу о нарушении законов подобия, начавшемся при пластической деформации. Геометрическое подобие при пластической деформации не обеспечивает подобие полей макродеформаций и, следовательно, подобие градиента напряжений. Поэтому нарушение различных критериев подобия наблюдается уже на стадии равномерной пластической деформации. С появлением и развитием локализации пластической деформации эти критерии и вовсе недействительны, поскольку в деформации принимает участие не весь объем образца, а только какая-то его часть [6], сама непрерывно меняющаяся в процессе деформации. Следовательно, соотношение геометрических размеров, определяющих кратность (длины и поперечного сечения) будет непрерывно меняться.

Следует отметить сильное влияние размеров образцов (особенно кратности) на показатели пластичности меди и латуней. Из рис. 1а видно, что наиболее сильное влияние масштабов образцов оказывает на величину относительного удлинения в условиях сверхпластичности (температура 850 °С). Увеличение кратности в 8 раз (от 2 до 16) снижает пластичность меди на 100%, Л80 - на 65%, Л63 - на 60%. Установленные закономерности объясняются тем, что у длинных образцов мала доля сосредоточенной или локальной деформации до разрушения, в то время, как у коротких образцов она достаточно велика.

На рис. 1б приведены экспериментальные данные о влиянии кратности цилиндрических образцов меди и латуней Л80, Л63 на сужение при 20, 200, 600 и 850 °С. Длина образца сильнее влияет на этот показатель, чем диаметр. Следует также отметить значительное влияние размеров на пластичность по сужению не только в условиях сверхпластичности (850 °С), но и в провалах пластичности для латуней Л80 и Л63 (200 и 600 °С соответственно).

Наиболее значительным показателем из размеров, сильно влияющих на прочностные свойства металла, является диаметр образца. Анализ экспериментальных данных, приведенных в табл. 2, показывает, что чем прочнее сплав, тем большее падение прочности приходится на одно и то же изменение размеров. Например, при длине 20 мм (рис. 2) при изменении

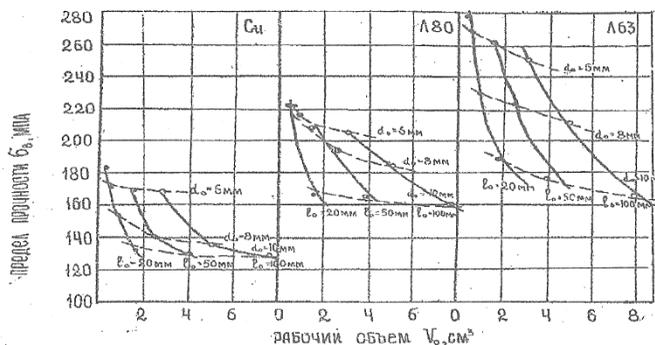


Рис. 2. Влияние абсолютных размеров цилиндрических образцов на предел прочности бескислородной меди марки МОБ и латуни Л80 и Л63 при комнатной температуре

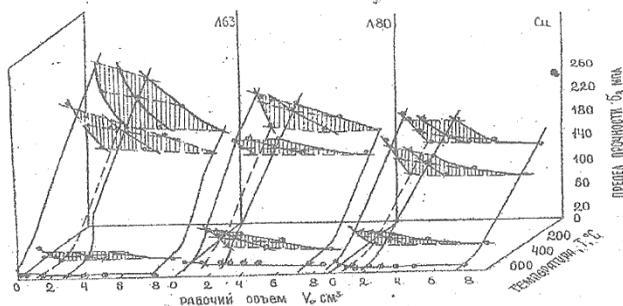


Рис. 3. Влияние температуры на проявление масштабного эффекта прочности у меди МОБ и латуни Л80 и Л63

диаметра от 4 до 10 мм предел прочности падает на 30 % (Л63), 27 % (Л80) и 23 % (МОБ). Отсутствие однозначной зависимости предела прочности от абсолютных размеров (рабочего объема V_0 образца) наблюдается как для меди, так и для латуни. Причем, экспериментально установленное своеобразие «расщепления» единой зависимости $\sigma=f(V)$ тем большее, чем прочнее сплав. Максимальное расщепление наблюдается для латуни Л63 (рис. 3).

Ранее было показано [8], что снижение сопротивления деформированию с увеличением диаметра цилиндрического образца обусловлено особенностями локализации пластической деформации, в частности, увеличением локальнодеформированного объема металла.

Выводы

На основании анализа приведенного выше экспериментального материала можно сделать следующие выводы:

1. Показано, что масштабный фактор у пластичных металлов, в частности, меди и ее сплавов с цинком, обусловлен развитием локализации пластической деформации, приводящей к изменению механических свойств деформируемого материала. Особенности ее протекания при увеличении рабочего объема образца (как диаметра, так и длины) влияют не только на показатели пластичности, но и на сопротивление деформированию металла.
2. Установлено, что с увеличением концентрации цинка в меди влияние размера образцов на механические свойства (предел прочности) усиливается. Чем прочнее сплав, тем ярче масштабная зависимость предела прочности.
3. Максимальное влияние размера образцов на показатели предельной пластичности обнаружено у меди, минимальное - у латуни Л63. Чем пластичнее сплав, тем сильнее масштабная зависимость его полного удлинения. Наиболее яркое проявление этого эффекта на показатели пластичности обнаружено при температурах их аномального изменения.

Литература

1. Одинг И.А. Современные методы испытания металлов. М., 1944, С. 218-227.
2. Витман Ф.Ф. О масштабном факторе в явлении хладноломкости стали. // ЖТФ. 1946, т. XVI, в. 9, С. 961-980.
3. Шевандин Е.М., Разов И.А., Сереников Б.Н. Методика исследования процесса разрушения образцов разных размеров и учета влияния податливости нагружаемой системы. // Завод, лаборат., 1956, №11.
4. Шевандин Е.М., Разов И.А., Ефимов Л.В. Исследование масштабного эффекта при пластическом деформировании и разрушении сталей различной прочности. / Сб. «Некоторые проблемы прочности твердого тела». М., 1959.
5. Чечулин Б.Б. Влияние размера образцов на результаты испытания на разрыв и излом. М., Машиностроение, 1956, С. 1-40.
6. Гуляев А.П., Шелехвостов В.П. К определению деформированного объема ударных образцов. // Проблемы прочности, 1974, №1, С. 75-79.
7. Смирягин А.П., Смирягина Н.А., Белова А.В. Промышленные цветные металлы и сплавы. М., Металлургия, 1974, С. 8-87.
8. Пресняков А.А., Черноглазова Т.В., Мофа Н.Н. Влияние масштабного фактора на закономерности деформационного упрочнения. Тезисы докладов к III координационному семинару по деформационному упрочнению сталей и сплавов. Барнаул, 1981, С. 17.

4. ПРОЦЕССЫ УПРОЧНЕНИЯ И РАЗУПРОЧНЕНИЯ ПРИ РАЗВИТИИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ

Материалы в данном разделе сборника объединены единым методологическим подходом в исследовании процессов упрочнения и разупрочнения, сопровождающих пластическую деформацию. Расчеты и построение кривых течения являются единственным методом, позволяющим описать весь процесс формоизменения в целом от первой стадии упругой деформации через пластическое течение с развитием локализации вплоть до разрушения. Интенсивность и глубина структурных и фазовых изменений, сопровождающих пластическую деформацию, фиксируется уровнем текущих напряжений и тенденцией в их изменении (рост или снижение). Кривые течения и на сегодняшний день являются единственным инструментом, позволяющим дать полноценную характеристику закономерностей изменения напряжений в зависимости от различных факторов: температуры, предварительного состояния, состава материала, схемы нагружения. Эти сведения являются базовыми для разработки технологических режимов обработки металлов давлением. Современное аппаратное оформление эксперимента позволяет более точно оценить изменения текущих напряжений и эффективно обработать материал с привлечением математического и компьютерного моделирования, что и нашло отражение в публикациях последних лет. Но основой для таких расчетов по-прежнему остаются экспериментальные данные, которые были получены ранее (20-30 и более лет назад) и позволили, прежде всего, дать феноменологическую картину развития пластического течения металлических тел.

4.1. Деформационное разупрочнение алюминия при растяжении

[Н. Н. Мофа, А. А. Пресняков, Р. К. Аубакирова // Физика металлов и металловедение, т.40, №4.1975. С. 842-845]

Зуб текучести у предварительно деформированных материалов впервые был обнаружен Стоксом и Коттреллом [1]. Они установили, что спад напряжений в начале локализации деформации образца на кривых течения возникает только тогда, когда эксперимент проводится при более высокой температуре, чем предварительное нагружение пробы. Авторы назвали это явление деформационным разупрочнением.

Природа появления зуба текучести в таком случае иная, чем при растяжении отожженных и закаленных материалов, где резкое изменение предела текучести связывается с закреплением дислокаций примесями [2].

Лонг и Рид-Хилл [3], исследуя деформационное разупрочнение чистых металлов (Си, Al, Ag, Pb, Ni, Mo) и алюминиевого сплава 6061, пришли к выводу, что в процессе повторного нагружения нестабильная дислокационная структура, возникшая в результате предварительной деформации при более низких температурах и представляющая собой дислокационные сплетения с тенденцией к равномерному распределению дислока-

ций, переходит в структуру, характерную для высокотемпературной деформации и являющуюся типичной ячеистой структурой.

Деформационное разупрочнение неоднократно наблюдали при ползучести алюминия [4] и никеля [5, 6]. В алюминии высокой чистоты (99,95%) это явление изучали Хаммад, Олквист и Нике [7]. Однако упомянутые работы по деформационному разупрочнению проводили на материалах, предварительно наклепанных на степень не более 20%; разрыв образцов осуществляли при низких температурах и скоростях, не превышающих $7 \cdot 10^4$ сек⁻¹.

В результате систематического исследования процесса формоизменения алюминия в зависимости от различных факторов [8] нами было обнаружено на кривых истинных напряжений течения интенсивное разупрочнение образцов в начале локализации деформации металла, предварительно обжатого с большими степенями. Этот факт является совершенно новым и представляет интерес с точки зрения понимания природы различных стадий пластической деформации.

В настоящей работе рассматриваются условия, необходимые для возникновения деформационного разупрочнения в алюминии промышленной чистоты (99,7%) после больших степеней предварительного наклепа. Металл сначала отжигали по ступенчатому режиму [9] от 550°C. Затем часть его нагревали опять до 550°C и закаливали в воде комнатной температуры. Как отожженные, так и закаленные слитки прокатывали в холодную на 13,30, 60 и 80% и разрезали в направлении прокатки.

Образцы с размерами рабочей части 0 5X20 мм, выточенные из полученных заготовок, растягивали на горизонтальной механической машине со скоростью движения захватов 4 мм/мин. Исследование велось при температурах 20-640°C. Нагрузка и размеры деформируемого образца синхронно фиксировались через каждые 5-10 сек [10]. По полученным данным были построены кривые истинных напряжений течения алюминия.

Кривые течения для тех интервалов температур, где наблюдалось при деформировании проб резкое разупрочнение металла в момент образования шейки, приведены на рис. 1 и 2. Для алюминия, прокатанного в холодную на 30% после отжига, зуб текучести на диаграммах упрочнения появлялся только при 300°C (рис. 1а). С увеличением степени наклепа до 60 и 80% температурный интервал проявления деформационного разупрочнения несколько расширяется. В первом случае этот эффект реализуется при 275-300° (рис. 1б), во втором - при 300-325°C (рис. 1в).

Таким образом, явление деформационного разупрочнения предварительно отожженного алюминия, независимо от величины его последующей холодной прокатки (30, 60 и 80%), фиксируется вблизи 300°. Степень разупрочнения образца в момент образования шейки, естественно, зависит от величины предварительной деформации, но эта зависимость нелинейная. Наибольшая разность между верхним и нижним пределом текучести при 300°C отмечается у алюминия, обжатого на 60%. Она равна $1,5 \text{ кг/мм}^2$. Следует отметить, что, как правило, кривые течения образцов, в которых

протекает деформационное разупрочнение, помимо зуба текучести показывают довольно продолжительное разупрочнение металла при больших текущих деформациях. Наиболее значительный спад напряжений происходит на заключительной стадии формоизменения ($>0,7$ ед. сужения). Исключение представляет лишь одна кривая на рис. 1в, описывающая при 325°C процесс растяжения алюминия, предварительно деформированного на 80% после отжига. В этом случае наблюдается сильное упрочнение образца за зубом текучести, и только перед разрывом пробы происходит резкое снижение напряжения.

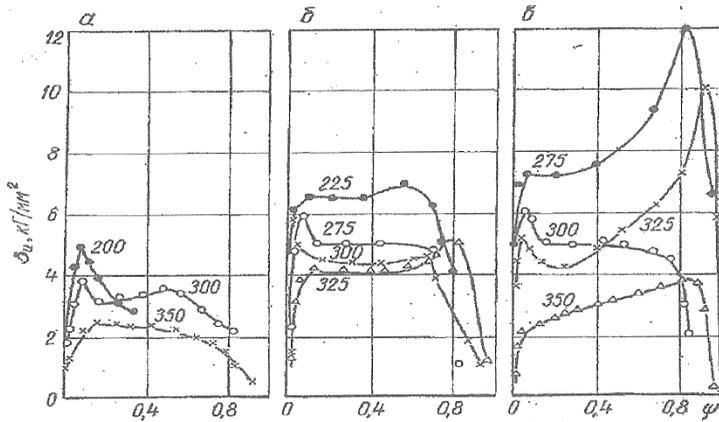


Рис. 1. Зависимость истинных напряжений течения от деформации алюминия, предварительно отожженного и прокатанного на 30 (а), 60 (б) и 80% (в). На кривых указаны температуры испытания.

Для металла, прокатанного после закалки на 13%, деформационное разупрочнение обнаруживается только при 400-425°C (рис. 2а) и выражено очень слабо. После предварительной деформации алюминия на 30 и 60% этот эффект фиксируется при 325-375°C в первом случае и при 325-350°C - во втором (рис. 2б-в). Чем выше степень наклепа, тем больше зуб текучести. При 325°C величина A_s равна 0,4 и 1,0 кг/мм², соответственно, для материала, обжатого на 30 и 60%. Как для алюминия, деформированного в холодную после отжига, так и закаленного и затем прокатанного на 30 и 60%, при температурах растяжения, где появляется зуб текучести, формоизменение образца продолжительное время идет с разупрочнением, наиболее интенсивным перед самым разрывом образца.

После прокатки металла при комнатной температуре на 80% степень деформационного разупрочнения его при 350°C уменьшается (рис. 2г). Зато исследуемый эффект наблюдается уже при 175-275°C. Выражен он здесь наиболее ярко. Характерной особенностью деформации при низких температурах является интенсивное упрочнение за зубом текучести до са-

мого разрыва образца. Таким образом, при проведении опытов на закаленном алюминии установлено, что чем выше степень предварительной холодной деформации, тем ниже температура, при которой наблюдается явление деформационного разупрочнения.

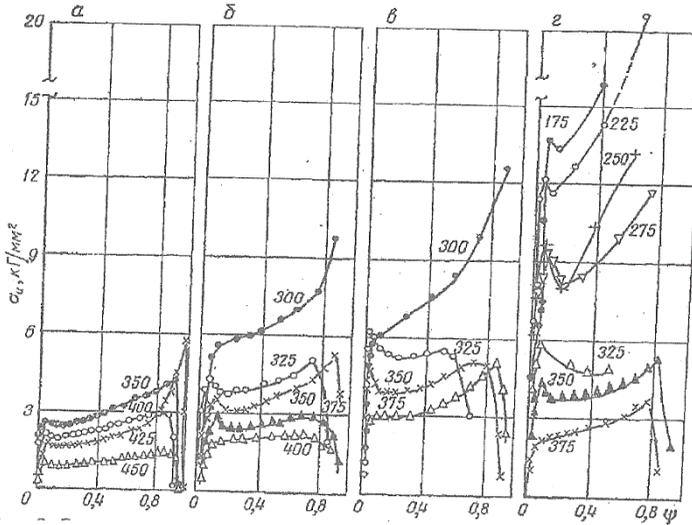
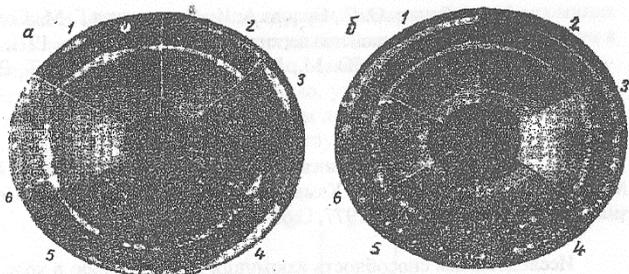


Рис. 2. Зависимость истинного напряжения течения σ_n от деформации ψ алюминия, предварительно закаленного и прокатанного на 13 (а), 30 (б), 60 (в) и 80% (г). На кривых указана температура испытания, $^{\circ}\text{C}$.

С разорванных образцов были сняты рентгенограммы, которые показали (рис. За-5), что при некоторых температурах нагрева и растяжения проходила рекристаллизация деформированных образцов алюминия. У предварительно отожженного и прокатанного в холодную на 60% образца рекристаллизации начинается при 350°C , а у предварительно закаленного и обжатого на 80% - при 375°C , что находится в хорошем соответствии с литературными данными [11, 12]. Именно, начиная с этих температур на кривых течения металла, взятого в соответствующем состоянии, зуб текучести не обнаруживается.

Таким образом, явление деформационного разупрочнения алюминия, наклепанного на большие степени, наблюдается в дорекристаллизационной области. По всей вероятности, развитие деформационного разупрочнения в техническом алюминии связано как-то с процессом возврата, а точнее - с полигонизацией, приводящей к перераспределению дислокаций.



(еформированно
го алюминия вы
ательном вари

1. Cottrel A. И., Stokes
2. Золоторевский В. С. «Металлургия», 1974.
3. Longo W. P., Reed-Hill R. E. Scripta Met., 1970, 4, 765.
4. Wilms G. R. J. Inst. Metals, 1954-55, 83, 427.
5. Hazlett T. H., Hansen R. D. Trans. ASM., 1955, 47, 508.
6. Ancher B., Hazlett T. H., Parker E. R. J. Appl. Phys., 1956, 27, 333
7. Hammad F. H., Ahlquist C. N., Nix W. D. Metallurgical Trans., 1970, 12, 179.
8. Мофа Н. Н., Аубакирова Р. К., Пресняков А. А., Каменов К. К. Изв. АН Каз. ССР, сер. физ. матем., 1973, № 4, 27.
9. Каменов К. К., Пресняков А. А. Влияние предварительной деформации на пластичность отожженного алюминия А7, М., ВИНТИ, № 2957—71, 1971.
10. Аубакирова Р. К., Пресняков А. А., Мироненко Ю. П. Заводская лаборатория, 1969, № II, 1410.
11. Бочвар О. С., Орлова А. И., Куня вокал Г. М., Солодова В. Я. В сб. Структура и свойства легких сплавов, М., «Наука», 1971, стр. 58.
12. Вайнблат Ю. М., Горелик С. С., Сагалова Т. В. ФММ, 1971, 32, 874

4.2. Типы кривых течения алюминия [А. А. Пресняков, Н. Н. Мофа, Р. К. Аубакирова, К. К. Каменов // Известия АН Каз. ССР. Серия физико-математическая, №2, 1977, С. 65-67]

Исследовалась способность алюминия к упрочнению в ходе его растяжения при 20-640°C в зависимости от исходной термической обработки и степени предварительной холодной деформации. Получено несколько основных типов кривых течения.

Как известно, механические, а также физические свойства металлов и сплавов зависят от процессов, протекающих в них при соответствующих условиях эксперимента. Возврат, полигонизация, рекристаллизация практически всегда сопровождают пластическую деформацию, которая по классификации, данной С. И. Губкиным [1], может быть четырех видов. Пластическое течение, сопровождаемое собирательной рекристаллизацией, протекает с полным разупрочнением материала. При образовании только отдельных бездефектных зерен в ходе растяжения происходит частичное разупрочнение. Если формозменение сопровождается только возвратом, то оно будет развиваться с упрочнением, но не полным за счет снятия внутренних напряжений.

Существует большое количество работ, посвященных изучению возврата, полигонизации и рекристаллизации в алюминии, которые показали, что роль возврата при нагреве алюминиевых образцов исключительно велика. Основная доля наклепа снимается уже на этой стадии разупрочнения [2]. Кроме того, в алюминии с его высокой энергией дефектов упаковки формируется четкая полигональная структура, что снижает уровень накапливаемой энергии и влияет на характер последующей рекристаллизации, которая в алюминии технической чистоты начинается около 300°C [3,4].

Нами подробно исследовалась способность алюминия к упрочнению в ходе его растяжения при 20-640°C в зависимости от исходной термической обработки и степени предварительной холодной деформации (33, 30, 60 и 80%). Режим обработки металла описан в работе [5]. Растяжение четырехкратных цилиндрических образцов с исходным диаметром рабочей части 5 мм проводилось со скоростью движения захватов 4 мм в минуту. Развитие процесса формоизменения исследовалось методом построения кривых истинных напряжении течения [6], которые экспериментально определялись для наименьшего сечения деформируемого образца.

Подробный анализ температурной зависимости механических свойств алюминия, проведенный ранее [5], позволяет выделить три области температур с определенными изменениями показателя пластичности в

каждой из них. В общем виде температурная кривая удлинения алюминия представлена на рис. 1. Она показывает слабое повышение пластичности в низкотемпературной области и довольно резкий рост ее в интервале средних температур. Выше 400°C, как правило, удлинение изменяется с образованием двух или трех всплесков. Первым двум температурным областям, согласно литературным данным, соответствует возврат и полигонизация, в третьей развивается рекристаллизация.

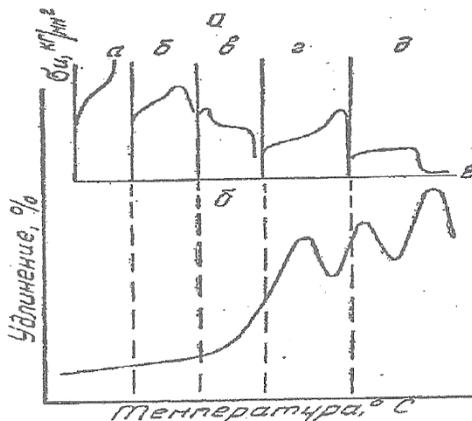


Рис. 1. Общий вид кривой изменения удлинения алюминиевых образцов с температурой: типы кривых течения, описывающих процесс деформации образцов в определенных интервалах температур (а-д).

Пластическая деформация при температурах, где преимущественно происходит возврат, как для отожженного, так и для предварительно деформированного алюминия, описывается кривыми течения, показывающими довольно интенсивный рост напряжений на протяжении всего процесса растяжения (рис. 2а, кривые 1,2). Деформация отожженных образцов начиная с 200°C характеризуется продолжительным разупрочнением металла на заключительном этапе формоизменения и довольно интенсивным упрочнением на первых его стадиях (рис. 2, кривые 3,4). При 400° и выше, где наблюдается собирательная рекристаллизация, текущее напряжение на большей части периода локальной деформации незначительно повышается. И только незадолго до разрыва металл упрочняется (рис. 2а, кривая 5).

После предварительной деформации наиболее существенные изменения в ходе кривых течения наблюдаются в области средних температур. Растяжение проб вблизи 300° сопровождается резким спадом текущих напряжений в момент образования шейки, что способствует возникновению зуба текучести на диаграмме упрочнения (рис. 2б, кривая 3).

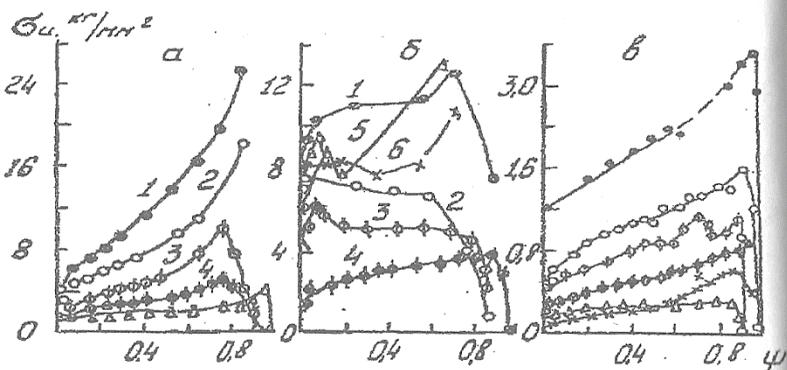


Рис. 2. Кривые течения :

а – алюминия, отожженного, полученные при 20°C (1), 125°C (2), 250°C (3), 350°C (4), 400°C (5),

б – алюминия, обжатого вхолдную на 80% после отжига и закалки, полученных для образцов, предварительно отожженных при 200°C (1), 250°C (2), 300°C (3), 350°C (4),

в – температура разрыва образцов, наклепанных после отжига : 400°C (1), 450°C (2), 500°C (3), 575°C (4), 620°C (5), 640°C (6).

Как показали ранее опубликованные данные [7] – возникновение этого зуба текучести для наклепанных образцов связано с явлением деформационного разупрочнения [8], температура проявления которого с увеличением степени исходного наклепа меняется, но всегда остается ниже температуры начала рекристаллизации [7]. По всей видимости, этот эффект связан с процессом полигонизации, приводящим, как свидетельствует работа [9], к перестройке дислокационной структуры из нестабильной, возникшей в результате предварительной холодной деформации в структуру, характерную для высокотемпературной деформации.

Явление деформационного разупрочнения наблюдается в алюминии, наклепанном как после отжига, так и после закалки. Однако кривые течения предварительно закаленных образцов идут значительно выше и показывают более высокую способность металла к упрочнению (рис. 26, кривые 5, 6), чем образцы, подвергнутые длительному отжигу, т. е. имеет место деформационное старение. В работе [10] подробно описаны результаты проведенного нами исследования этого эффекта в алюминии в зависимости от степени обжатия материала и температуры эксперимента.

В области температур выше 400°C, где согласно [11], развивается собирательная рекристаллизация, растяжение как отслеженных, так и наклепанных образцов идет с постепенным слабым упрочнением переменной интенсивности на протяжении всего процесса формоизменения и резким спадом напряжений перед

разрывом образца (рис. 2е, кривые 1, 2, 4, 6).

Однако выше 500°С предварительно прокатанные образцы в некоторых случаях обнаруживают низкое сопротивление деформированию на заключительной стадии формоизменения. Металл течет при напряжениях порядка нескольких десятков граммов на квадратный миллиметр (рис. 2е, кривые 3, 5). Этот эффект истинной сверхпластичности [12] на алюминии наблюдается только после больших степеней обжата отожженных проб. С изменением степени наклепа температуры проявления данного эффекта несколько смещаются, но всегда остаются в интервалах 500 - 575 С и 620 - 640°С. У отожженных и закаленных образцов истинная сверхпластичность не обнаруживается, наоборот, они показали очень высокие напряжения течения на завершающем этапе растяжения. У наклепанных и после закалки проб в редких случаях зафиксированы слабые признаки истинной сверхпластичности при 620-640°С,

Итак, для алюминия можно указать несколько основных типов кривых течения. Главное отличие их состоит в интенсивности упрочнения образца на различных стадиях его формоизменения (рис. 1).

Особенности пластического течения материала определяются исходной термической обработкой его, предварительной деформацией и температурой опыта, а следовательно, всеми процессами, протекающими в пробе в ходе эксперимента.

Уже по виду кривых течения можно судить, в какой области температур происходит пластическая деформация и какие процессы развиваются в металле. Кривые течения первого вида (рис. 1а) описывают формоизменение образцов в области температур, где происходит только возврат. Если в ходе растяжения будут возникать рекристаллизованные зерна, то такой пластический процесс будет описываться только кривыми течения второго типа (рис. 1б). Существенная перестройка дислокационной структуры сопровождается таким изменением текущих напряжений, как представлено на рис. 1в. Горячая деформация образцов алюминия при температурах собирательной рекристаллизации может быть представлена кривыми течения четвертого типа (рис. 1г). И, наконец, растяжение проб алюминия с истинной сверхпластичностью отписывается кривыми течения последнего типа (рис. 1д).

Таким образом, все процессы, которые могут протекать в алюминии при его формоизменении: возврат, полигонизация, рекристаллизация, деформационное старение и эффект истинной сверхпластичности - вполне определенно воздействуют на изменение напряжений течения в ходе растяжения образцов.

Литература

1. Губкин С. И. Пластическая деформация металлов, т. ПМ., Ме- таллургиздат, 1960.
2. Широков Ю, Л., Колотов О. А., Соколов Л. Д. Влияние энергии дефекта упаковки на первичную рекристаллизацию металлов. // «Известия АН СССР. Металлы», 1971. № 4. с. 182.
3. Вайнблат Ю. М., Горелик С. С., Сагалова Т. Б. Влияние темпе-

ратуры деформации на характер рекристаллизации в техническом алюминии.- // «Физика металлов и металлосведение», 1971, т. 32, с. 874.

4. Бочвар А. А., Орлова А. И., Куныавская Т. М., Солодова В. Ф. Кинетика процесса рекристаллизации технического алюминия, В кн.: Структура и свойства легких сплавов. — «Труды Института, им А. А. Байкова». М., «Наука», 1971, с. 58.

5. Каменов К. К. Влияние предварительной холодной деформации на механические свойства термически обработанного алюминия. - Ав- тореф. дис. на соиск.учен, степени канд. техн. наук. Алма-Ата, 1972.

6. Аубакирова Р. К., Пресняков А. А., Мироненко Ю. П. К определению истинных напряжений течения при растяжении. // «Зав. лаб.», 1969, М 11, с. 1508.

7. Мофа Н. Н., Пресняков А. А., Аубакирова Р. К. Деформационное разупрочнение алюминия при растяжении. // «Физика металлов и металлосведение» 1975т. 40, с. 842.

8. Cottrel A. H., Stokes R. J. - «Proc. Roy.», 1956, A 233, p. 17.

9. Longo. P., Reed-Hill R. E. - «Scripta Met.», 1970, v. 4, p. 765.

10. Мофа Н. Н. и др. Деформационное старение закаленного алюминия. // «Известия АН КазССР. Сер. физ.-мат.», 1974, № 6, с. 14-19.

11. Бодяго М. Н., Астанчик С. А., Ярошевич Г. Б. Возврат- полигонизация. Минск, «Наука и техника», 1970.

12. Пресняков А. А., Соймин Н. Я., Аубакирова Р. К. Об истинной сверхпластичности. // «Известия АН СССР. Металлы», 1971, № 1, с. 106.

Институт ядерной физики АН КазССР. г. Алма-Ата-
Статья поступила в редакцию 6 декабря 1976 г.

4.3. Развитие локализации деформации при растяжении свинца [Пресняков А.А., Мофа Н.Н. // Известия ВУЗов. Цветная металлургия 1981, №2]

Локализация пластической деформации обнаруживается в той или иной форме при всех известных процессах формоизменения [1—5], оказывая существенное влияние на течение металла и свойства полуфабрикатов и изделий, изготовляемых методами обработки металлов давлением. Однако это явление до сих пор экспериментально изучено довольно слабо, вследствие чего оказывается пока невозможным сформулировать основные закономерности его развития и разработать достаточно обоснованную теорию. Нами ранее предложен метод количественной оценки развития локального течения [6], с использованием которого возможны более глубокие исследования этого эффекта.

Задачей настоящей работы было изучение локализации пластической деформации свинца при растяжении. В работе исследовали свинец в литом и деформированном на 50% состоянии с помощью прокатки.

После деформации заготовки подвергали отжигу при 100 °С. Разрыв проводили на образцах с размерами рабочей части 0 5x20 мм. С помощью записи нагрузок и фотографирования образцов через определенные промежутки времени снимали кривые течения в условиях деформации от 20 до 300 °С. По кинограммам растяжения по формуле определяли значения текущего коэффициента локализации деформации [6]

$$K = \frac{D^2}{d^2(1+\delta)} = \frac{1}{(1-\varphi)(1+\delta)}, [6] \quad (1)$$

где K - текущий коэффициент локализации деформации, D и d - начальный и текущий диаметры образца, φ и δ - текущие значения полного сужения и удлинения.

В эксперименте на растяжение с постоянной скоростью перемещения захватов разрывной машины (4 мм/мин) также определяли с помощью замера кинограмм процесса растяжения истинную скорость течения металла в минимальном сечении шейки образца V . Истинные максимальные скорости деформации в шейке образца рассчитывали как $V=d\delta/dt$ при условии, что для элементарного цилиндра, выделенного в рабочей части разрывного образца, с площадью основания, равной наименьшему сечению в шейке, и высотой, которая в пределе стремится к некоторой бесконечно малой величине, будет достаточно точно выполняться условие постоянства объема. Полученные скорости течения в таком случае являются некоторыми усредненными значениями по всему элементарному объему в шейке. Чтобы исключить усреднение скоростей течения в продольном направлении и проводить расчеты только для определенного минимального поперечного сечения шейки, где скорости будут иметь максимальные значения, использовали не интегральный показатель пластичности, учитывающий удлинение расчетной базы, а соотношение $\delta = A_i/t_0$, где t_0 - некоторая постоянная, очень малая высота элементарного объема в шейке. Удлинение и поперечные размеры такого объема металла могут быть связаны [7] следующим образом: Тогда средняя скорость течения через минимальное сечение шейки образца, где сужение равно δ , можно определить как

$$V = \frac{d\delta}{dt} = \frac{1}{(1-\Psi)^2} \cdot \frac{d\Psi}{dt} \quad (2)$$

На рис. 1 изображены основные данные по изменению напряжений течения σ , коэффициента локализации деформации K и истинной скорости деформации V только для деформированного свинца при температурах от 20 до 250 °С. Для литого свинца получены аналогичные результаты и поэтому они здесь не приводятся. На основании анализа этих материалов мы пришли к следующим заключениям относительно закономерностей развития локализации деформации при разрыве деформированных образцов свинца:

1. Полученные кривые течения показывают обычный ход напряжений с ростом сужения, на них четко фиксируется момент появления устойчивой шейки в интервале текущих сужений около 0,07-0,1 и только при комнатной температуре порог локализации обнаруживается около 0,2. В интервале деформаций 0,1-0,01 в зависимости от температуры у свинца практически отсутствует упрочнение, и деформирование протекает при почти постоянных напряжениях. Завершающая стадия формоизменения образцов развивается, наоборот, при сильном росте текущих напряжений. Естественно, что с повышением температуры сопротивление деформированию существенно понижается.

2. Истинные скорости течения в минимальном сечении шейки с деформацией растут в сильнейшей степени. Этот рост интенсивности деформации может быть оценен в среднем на три - пять порядков. В обычных условиях растяжения не может быть и речи о сохранении постоянства скорости течения, ее изменение в процессе деформации пока невозможно контролировать, поскольку основные закономерности развития локализации деформации еще неизвестны.

3. Кроме прогрессивного роста скоростей с развитием локализации деформации обнаружены сильные колебания этой величины в процессе растяжения. Особенно ярко это явление выражено в области деформаций по сужению от 0,1 до 0,6, т. е. в момент формирования шейки и протекания начальных стадий локализации пластического течения. Колебания скоростей достигают в этом случае порядка, а на отдельных образцах эти осцилляции интенсивности течения становятся еще больше. Очевидно, они связаны с неравномерностью развития шейки, которая проявляется в виде «бегущей шейки» или «шейки в шейке». У свинца, по сравнению с другими металлами, это явление выражено особенно сильно при высоких сужениях, перед разрывом, осцилляции скоростей течения выражены довольно слабо.

4. Коэффициент локализации деформации непрерывно возрастает с развитием шейки и достигает обычно на конечных стадиях деформации значительных величин. Этот рост происходит практически монотонно, особенно сильное повышение его значения наблюдается на завершающей стадии деформации.

Анализ хода кривых истинных скоростей и коэффициента локализации показывает, как и следовало ожидать, некоторые общие закономерности в изменении их с деформацией. Другими словами, между этими величинами обнаруживается связь, которую можно выразить следующим образом:

$$V = aKV_m(3),$$

где V - текущая истинная скорость, a - коэффициент, учитывающий неравномерность развития локализации деформации (развитие при растяжении «бегущей шейки»), K - коэффициент локализации деформации, V_m - скорость течения, соответствующая моменту появления шейки.

Таким образом, зная коэффициент локализации и зависимость его от различных факторов, можно с определенной точностью оценить изменение скорости в очаге локализации в процессе растяжения и влияние темпера-

турно-скоростных условий формоизменения. При этом следует иметь в виду, что в количественном соотношении связь между V и K будет достаточно сложной из-за неравномерности развития самого процесса локализации, что отражается в пульсирующем изменении скорости течения в активно действующем очаге деформации в независимости от величины сечения. Поэтому в практическом применении выражение (3) наиболее приемлемо для завершающих этапов локализации, когда V и K приближаются к максимальным значениям.

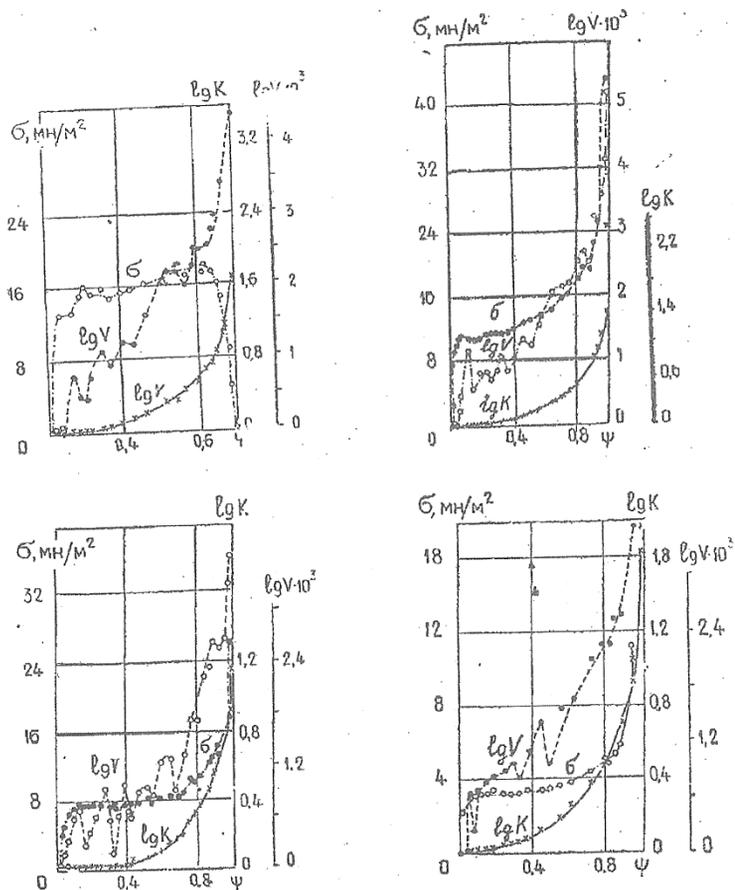


Рис. 1. Изменение сопротивления деформированию (а), коэффициента локализации (К) и истинной скорости течения в шейке (V) образцов деформированного свинца при 20 (а), 100 (б), 200 (в) и 250 (г) °С.

На рис. 2 приведены сведения о взаимосвязи полного текущего сужения и коэффициента локализации деформации при всех исследованных температурах для свинца. В первом приближении развитие локализации формоизменения идет по одному и тому же закону зависимости от температуры. Протекание локализации формоизменения складывается из двух периодов: до сужения (около 0,7—0,8) степень развития локализации относительно

3, выше
ражае:
дости

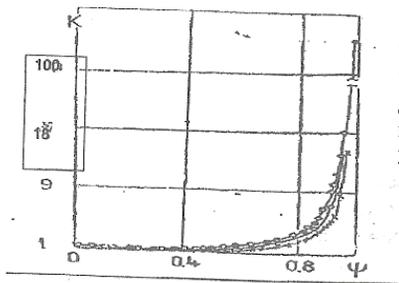


Рис. 2. Связь между текущим сужением и коэффициентом локализации деформации для деформированного свинца при 20-300°C.

Из полученных экспериментальных данных о связи между характеристиками развития локализации деформации и сужением можно сделать вывод, что реальные показатели пластичности определяются способностью твердых тел к развитию локализации пластического течения. Этот экспериментальный факт вытекает уже из самого выражения (1) для коэффициента локализации деформации, который по своему определению [6] характеризует степень отклонения от равномерного течения образцов при их деформировании. Чем большая часть образца будет подвержена локальному формоизменению с довольно высокими скоростями течения, тем выше будут показатели деформируемости его. Таким образом, по значениям коэффициента локализации деформации в совокупности с истинными скоростями течения можно судить о способности материала к пластическому течению.

Литература

1. Кузнецов В. Д. Физика твердого тела. Томск, обл изд., 1943
2. Надаи А. Пластичность. «Мысль», 1977.
3. Пашков П. О. Разрыв металлов Л., Судпромгиз, 1960.

4.4. Влияние предварительной деформации на прочность двухфазных сплавов системы Al-Zn [Мофа Н. Н., Аубакирова Р. К, Пресняков А. А. // Известие АНССР. Металлы. №3,1981, С.101-104]

Систематическое исследование свойств различных металлов и сплавов показало [1, 2], что предварительная деформация приводит к существенному изменению пластичности и прочности образцов. В частности, в производстве широко распространен способ повышения прочности заготовок путем обжатия их в холодную. Однако в ряде случаев было обнаружено иное действие холодной пластической деформации, вызывающее снижение прочностных характеристик материалов с гексагональной плотноупакованной решеткой [3]. Так, анализ литературных данных по разупрочнению цинка и его сплавов с алюминием под действием пластической деформации [4, 5] показал существенное влияние на этот эффект исходного состояния материала и условий эксперимента.

Нами было проведено изучение изменения показателей прочности двухфазных сплавов алюминия с различным содержанием цинка (от 10 до 80%) в результате воздействия на них предварительной пластической деформации после отжига и высокотемпературной закалки образцов. Литые заготовки с 10—60% Zn подвергали прокатке при 200° С на 40% с последующим 2 ч отжигом при этой температуре и медленном охлаждении вместе с печью в течение суток. Часть отливок закачивали с предплавильных температур. Как отожженный, так и закаленный материал прокатывали в холодную на 10, 30 и 60%. Некоторое количество заготовок было оставлено в недеформированном состоянии. Сплав, содержащий 80% Zn и 20% Al, после литья отжигался при 380° С 10 сут, медленно охлаждался с печью в течение 2 сут и прокатывался в холодную на 30 и 50%. Разрывные образцы цилиндрической формы с размерами рабочей части 5x20 мм подвергали разрыву на горизонтальной механической машине со скоростью движения захватов 4 мм/мин при температурах от комнатной до предплавильных. Полученные экспериментальные данные показали существенную зависимость прочностных свойств образцов от содержания в них цинка и от температуры опыта. При 100°С все исследуемые сплавы находятся в двухфазном состоянии. В этом случае зафиксировано значительное упрочнение материала с 10—60% Zn после прокатки на 10 и 30% и довольно ярко выраженное разупрочнение после обжатия на 60% (рис. 1), т. е. кривые изменения предела прочности от степени предварительной деформации для всех сплавов проходят через максимум, соответствующий 30% наклепа.

Для сплавов с 10, 20 и 40% Zn такой вид зависимости сопротивления формоизменению от величины обжатия сохраняется для всего интервала температур двухфазного состояния образцов. Лишь с нагревом

интенсивность упрочнения после малых обжатий уменьшается, и разупрочнение после прокатки с большими степенями усиливается. С увеличением содержания цинка до 60% значительное разупрочнение сплава, особенно при комнатной температуре, наблюдается уже после 10% обжатия.

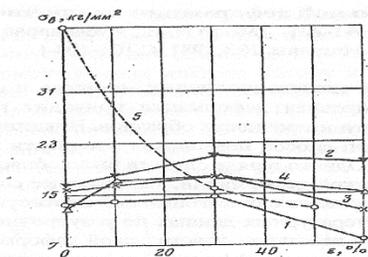


Рис.1. Изменение предела прочности со степенью предварительной деформации отожженных сплавов алюминия с 10 (1), 20 (2), 40 (3), 60 (4) и 80 % Zn (5) при температуре разрыва 100°С.

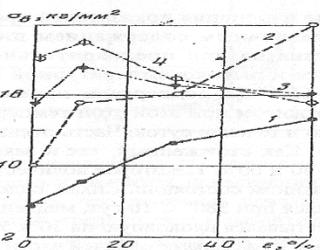


Рис.2. Изменение предела прочности со степенью предварительной деформации пересыщенного твердого раствора, содержащего 10(1), 20 (2), 40 (3) и 60% Zn (4). Температура разрыва 100°С.

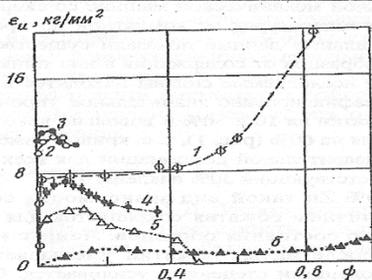


Рис.3. Кривые течения отожженных сплавов алюминия с 10(1), 20 (2), 40 (3) и 60% Zn (4) в отожженном (5) и деформированном (6) состояниях, температура разрыва 200°С.

Образцы эвтектоидного и близэвтектоидного составов характеризуются только разупрочнением материала под действием предварительной пластической деформации. Предел прочности после холодной прокатки заготовок на 30% снижается более, чем в два раза (рис. 1).

Таким образом, все двухфазные сплавы алюминия с цинком после предварительной холодной пластической деформации разупрочняются. Развитие этого эффекта зависит от состава сплава. При малых количествах цинка снижение предела прочности наблюдается лишь после больших степеней прокатки. С увеличением его содержания требуются все меньшие обжатия, чтобы понизить сопротивление деформированию материала. Снижение прочности двухфазных сплавов Al-Zn, по-видимому, связано с разупрочнением цинковой фазы под действием пластической деформации.

Однако, как следует из рис. 1, эта зависимость носит сложный характер, поскольку одновременно действуют несколько факторов, влияющих на показатели прочности образцов. С одной стороны, увеличение

количества второй фазы приводит к измельчению зерна, что повышает сопротивление деформированию сплава, согласно закону Холла - Петча [6]. С другой стороны, при достаточном содержании цинковой составляющей деформируемость материала будет определяться ее способностью к некоторому понижению прочностных свойств в ходе деформирования.

Связь разупрочнения двухфазных сплавов Al-Zn с особенностями деформируемости цинковой составляющей подтверждается также результатами исследования процесса пластической деформации образцов. Оказывается, что присутствие твердого раствора на основе цинка влияет не только на предел прочности, но и на изменение сопротивления деформированию материала в период развития локального формоизменения образцов. С увеличением количества цинка интенсивность разупрочнения материала в период развития шейки усиливается (рис. 2). Если для сплава с 10% второго компонента происходит постепенный рост напряжений в ходе растяжения, то образцы с 20, 40, 60 и 80% показывают спад прочности на протяжении всего периода сосредоточенного формоизменения. Предварительная пластическая деформация резко снижает текущие напряжения, в особенности у сверхпластичного материала (рис. 3, кр. 6), для которого на протяжении всего процесса растяжения сопротивление деформированию не превышает 2 кг/мм^2 .

Исследование тех же сплавов после закалки с предплавильных температур, т. е. в состоянии пересыщенного твердого раствора, показало повышение предела прочности образцов с 10 и 20% Zn со степенью наклепа и разупрочнение проб с 40 и 60% второго компонента после обжатия их на 30 и 60% (рис. 2).

Полученные результаты можно объяснить известным фактом [7] ускорения распада твердых растворов цинка в алюминии под действием пластической деформации. При достаточном количестве выделившейся цинковой фазы (микроанализ показал, что кристаллики ее имеют характерное дендритоподобное строение, замеченное и в работе [8]) интенсивное разупрочнение ее в ходе деформации способствует снижению прочностных характеристик всего материала в целом.

Таким образом, присутствие уже относительно небольшого количества цинковой фазы приводит к заметному снижению сопротивления деформированных двухфазных сплавов. Степень деформации, после которой наблюдается разупрочнение материала, уменьшается с увеличением содержания цинка в образце. Практически для всех исследованных алюминий-цинковых сплавов предварительная холодная прокатка на 50-60% обуславливает снижение прочности от 5 до 50% и больше в зависимости от фазового состава сплава.

Выводы.

1. Двухфазные сплавы системы Al-Zn разупрочняются под действием предварительной пластической деформации, что приводит к снижению предела прочности сплава при его повторном нагружении. Причем падение

сопротивления деформированию наблюдается в ходе всего процесса растяжения.

2. Разупрочняющее действие холодной пластической деформации на сплавы Al-Zn связано с присутствием в них гексагональной цинковой фазы, с увеличением количества которой повышаются интенсивность и степень разупрочнения образца. Для отожженных сплавов, содержащих до 60% Zn, пороговой степенью деформации является 30%, так как предварительное обжатие в холодную с более высокими степенями вызывает существенное понижение предела прочности сплава.

3. Деформация закаленных сплавов с содержанием цинка 40% и более, ускоряя процесс распада пересыщенных твердых растворов, приводит к более сильному разупрочнению и после меньших степеней предварительной деформации, чем для отожженных образцов.

Литература

1. Часников А. Я. Влияние предварительной деформации на механические свойства бескислородной меди и некоторых ее сплавов.-В сб.: Влияние предварительной деформации на свойства металлов и сплавов. Тр. ИЯФ АН КазССР. Алма-Ата, 1971, т. 12, с. 5.
2. Каменов К. К., Пресняков А. А. Влияние предварительной деформации на пластичность отожженного алюминия А7. М.: ВИНТИ, № 2875-71, Деп.
3. Губкин С. И. Пластическая деформация металлов, т. II. М: Металлургиздат, 1960.
4. Метакса Г. П., Хусайнова Д. Х., Пресняков А. А., Аубакирова Р. К. Сверхпластность цинковоалюминиевых сплавов эвтектической и доэвтектической концентрации // Изв. ВУЗов. Цветная металлургия, 1973, № 5, с. 124.
5. Кайбышев О. А., Казачков И. В., Родионов Б. В. Влияние структуры и состава на сверхпластичность сплавов системы цинк - алюминий. // Физ. металлов и металловед., 1975, т. 39, вып. 2, с. 338.
6. Армстронг Р. В. Прочностные свойства металлов со сверхмелким зерном,- В сб.: Сверхмелкое зерно в металлах. М.: Металлургия, 1973, с. 11.
7. Schutzner P., Gerold V. Die Ausscheidung der stabilen-Phase on Versetzungen in der Legierung Aluminium+6at.% Zn. // Z. Metallkunde, 1971, В. 62, No. 5, S. 401.
8. Клещев Г. В., Толдин В. А., Шейкман А. И., Шумилов Д. В., Панов В. Н., Распопов Ю. Г., Парфенов А. Г. Распад пересыщенного твердого раствора.-В сб.: Вопросы физики твердого тела. Челябинск, 1972, вып. 3, с. 46.

Алма-Ата.

Поступила в редакцию 30.10.1979

4.5. Влияние содержания цинка на вид кривых течения сплавов системы Al-Zn [Мофа Н.Н., Пресняков А.А., Аубакирова Р.К. (Институт ядерной физики АН Каз.ССР) // Металловедение и термическая обработка металлов, №2, 1978, С.73-76]

Пластическая деформация большинства чистых металлов исследована в работах [1 и др], однако подобных исследований двойных сплавов еще недостаточно. В основном изучали смеси, обладающие высокими пластическими свойствами [2 и др.]. Диаграммы растяжения твердых растворов внедрения тантал-азот, тантал- кислород показали [3, 4], что повышение содержание азота и кислорода приводят к увеличению напряжений течения, резко снижает интенсивность упрочнения при локализации деформации.

В настоящей работе исследовали пластическую деформацию при растяжении образцов алюминия с содержанием цинка 2, 10, 20, 40 и 60% при различных температурах. Литые заготовки, прокатанные со степень деформации 40% при 200°C, выдерживали при этой температуре 2 ч и охлаждали вместе с печью в течении суток. Цилиндрические образцы диаметром 5 мм и длиной 20 мм испытывали на растяжение со скоростью деформирования 4 мм/мин. Для построения кривых течения примеряли метод синхронного фиксирования растягивающей нагрузки и размеров деформируемой пробы с помощью фотографирования [5], позволяющий определить истинные напряжения течения в процессе всего формоизменения образца.

Для сплава Al-2% Zn, который согласно существующей диаграмме состояния системы Al-Zn представляет собой однородный твердый раствор, вид кривых течения при повышении температуры деформации значительно изменяется. При 20-250°C растяжение образцов сплава с 2% Zn сопровождается интенсивным упрочнением, вплоть до разрыва (рис 1, кривые 1-3). При 275-375°C (рис. 1, кривые 4-7) наблюдается довольно значительное разупрочнение сплава на первых стадиях локализации деформации. Наиболее ярко разупрочнение проявляется при 300°C, когда напряжения уменьшаются на протяжении всего периода развития шейки. Начиная от 400 до 500°C наблюдается плавное увеличение напряжений и только перед самым разрывом - их резкое уменьшение (рис. 1, кривая 8). При 525°C и выше в твердом растворе, содержащем 2% Zn, наблюдается эффект истинной сверхпластичности (рис. 1, кривые 9,10), когда формоизменение образца завершается его течением при минимальных напряжениях.

Сплавы, содержащие 10 и 20% Zn, представляют собой твердые растворы ограниченной растворимости. По кривым течения, полученным после растяжения при 20- 200°C, видно, что упрочнение сплава с 10% Zn происходит вплоть до разрыва (рис. 2 а, кривые 1-4). С повышением температуры текущие напряжения уменьшаются на протяжении всего процесса формоизменения. Только при 150°C в процессе равномерного удлинения происходит значительное упрочнение материала, так что на первых стадиях локализации напряжения оказываются значительно выше, чем при 100°C.

Деформация этого сплава при температурах двухфазного состояния отличается небольшой интенсивностью упрочнения и обязательным, достаточно продолжительным разупрочнением на завершающем этапе растяжения (рис. 2 а, кривая 5). При 300°C (рис. 2 а, кривая 5) развитие шейки на образце,

как и в сплаве с 2% Zn, идет только с разупрочнением. Выше 325°C максимальные истинные напряжения наблюдаются при больших текущих деформациях (рис. 2 а, кривая 7), а при 550°C в сплаве с 10% Zn наблюдается эффект истинной сверхпластичности. Образцы алюминия с 20% Zn по сравнению с другими исследованными композициями в двухфазной области малопластичны. Их разрыв происходит или при максимальной нагрузке (рис. 2 б, кривые 1, 2), или после незначительного развития шейки (рис. 2 б, кривые 3-5). В однофазной области, начиная с 200°C, пластичность сплава значительно повышается. В процессе локального течения образца напряжения изменяются незначительно (рис. 2 б, кривые 6,7), и только при 400°C (рис. 2 б, кривая 8) наблюдается довольно сильное упрочнение материала на завершающей стадии растяжения.

Формоизменение проб механических смесей, содержащих 40 и 60% Zn, сопровождается упрочнением только при низких температурах деформации (рис. 3 а, б). Начиная от 150°C для сплава с 40% Zn и от 100°C для сплава с 60% Zn, образование и развитие шейки, особенно на первых этапах, сопровождается уменьшением напряжений. Наиболее ярко разупрочнение образца выражено у сплава 60 % Zn при 200 и 250°C (рис. 3 б, кривые 4, 5). Следует отметить, что при 250 и 275°C локализация деформации образцов с 40% Zn происходит почти при равных напряжениях (рис. 3 а, кривые 4,5).

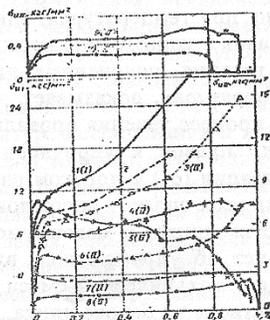


Рис.1. Кривые течения сплава Al-Zn : 1 – температура испытания 50°C, 2 – 150, 3 – 225, 4 – 275, 5 – 300, 6 – 325, 7 – 375, 8-425, 9-525, 10-600°C.

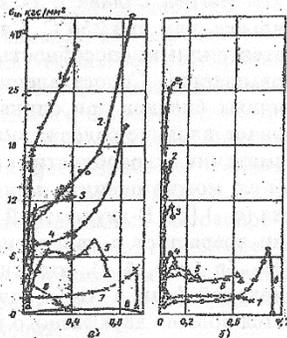


Рис.2. Кривые течения твердого раствора ограниченной растворимости сплавов с 10% Zn (а) и 20% Zn (б) : температура испытания 20°C, 2-100 и 150°C, 3 – 150 и 200°C, 4 – 200 и 250°C, 5 – 250 и 275°C, 6 -300, 7 -350, 8 – 550 и 600°C, соответственно.

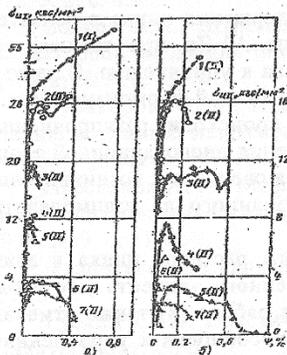


Рис. 3. Кривые течения механических смесей, содержащих 40% Zn (а) и 60% Zn (б) температура испытания 20°C, 2-150 и 100 С, 3 – 200 и 150 С, 4 – 250 и 200 С, 5- 274 в 250 С 6 – 300 и 275, 7 -350 С, 8 – 550 и 600°C, соответственно для (а) и (б).

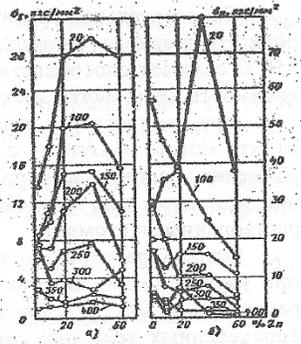


Рис. 4. Изотермы порога локализации (а) и порога разрушения (б) Al-Zn сплавов . У кривых указана температура испытания.

Нагрев сплава с 60% Zn до 275-300°C также упрочняет его сильнее, чем при 250°C. Следовательно, при температурах, близких к эвтектоидным, способность обоих сплавов к упрочнению неожиданно повышается. Сопоставление кривых течения, полученных для различных сплавов при одинаковых температурах, показывает, что основное влияние содержания цинка на процесс течения проявляется в изменении способности исследуемых сплавов к упрочнению, которую можно оценить порогом локализации (σ_c) и порогом разрушения (σ_{cr}) [6]. В двухфазной области для всех сплавов порог локализации возрастает с увеличением количества цинка, с максимумом при 40% Zn (рис. 4 а), что свидетельствует об упрочняющем влиянии цинковой фазы в Al-Zn-сплавах. Когда в механической смеси становится больше двухфазного твердого раствора на основе цинка, чем на основе алюминия, то σ_{cr} уменьшается. С переходом в температурную область однородного твердого раствора порог локализации снижается с увеличением содержания цинка в сплаве. Однако при 400°C и выше отмечается некоторое упрочнение сплавов с увеличением в нем второго компонента.

При увеличении количества цинка порог разрушения при всех температурах, кроме 20°C, снижается (рис. 4 б). Однако при 150, 300 и 400 C образцы, содержащие 10% Zn, имеют порог разрушения несколько ниже, чем сплав с 20% Zn.

Следовательно, увеличение содержания цинка в области однородного твердого раствора системы Al-Zn при температурах до 350°C снижает способность материала к упрочнению. Однако эта зависимость нелинейная для различных стадий формоизменения.

При температурах выше 400°C происходит разупрочнение сплава, что можно объяснить с точки зрения дислокационной теории упрочнения твердых растворов, которая сводится к возникновению трения при движении дислокаций, вызванного их взаимодействием с растворенными атомами. Однако разупрочнение твердого раствора цинка в алюминии при увеличении количества растворенного элемента уже наблюдали ранее при ~130°C [7]. Кроме того, в работе [8] также отмечали при определенных условиях снижение способности к упрочнению некоторых твердых растворов с гранцентрированной кубической решеткой по сравнению с исходными металлами.

Величина истинных напряжений течения на всех стадиях формоизменения для двухфазных сплавов зависит от количества β -фазы. Пока ее кристаллы имеют малые размеры, их наличие повышает сопротивление деформированию. После того, как β -фаза, имеющая гексагональную решетку, составит большую часть механической смеси твердых растворов, растяжение будет определяться уже особенностями деформируемости этой составляющей, которая характеризуется меньшим коэффициентом упрочнения, чем фаза на основе алюминия.

Таким образом, механические свойства Al-Zn-сплавов при пластической деформации не остаются постоянными. На определенных стадиях формоизменения упрочнение может сменяться разупрочнением образцов.

Поведение материала и процессе деформации зависит от содержания состава компонентов, от фазового состава сплава при температуре исследования и исходного состояния образцов. Все это, по нашему мнению, необходимо учитывать при разработке технологических режимов термомеханической обработки этих сплавов, которые являются базовыми в производстве более сложных высокопрочных сплавов, применяющихся для изготовления всевозможных несущих конструкций [9]. Для оценки способности сплава к упрочнению в процессе его нагружения может быть эффективно использован метод определения истинных напряжений течения.

Литература

1. Кроха В. А. Кривые упрочнения металлов при холодной деформации. М., «Машиностроение». 1968.
2. Holt D., Backofen W.- "TASM" 1966, v 59, p. 755.
3. Штремель М. А., Волков А. К., Анучкин А.М. Прочность твердых растворов тантал-кислород. // «Известия АН СССР. Металлы», 1972, №2, с. 43,
4. Волков А.К., Штремель М.А., Анучкин А.М. Прочность твердых растворов внедрения тантал-азот,- «Известия АН СССР, Металлы», 1972, № 3, с, 39.
5. Аубакирова Р. К., Пресняков А. А., Мироненко Ю. П. К определению истинных, напряжений течения при растяжении. // «Заводская лаборатория», 1969, №11, с. 1410.
6. Пресняков А. А., Мофа Н, Н., Аубакирова Р. К,- Характеристики больших пластических деформаций, // «Заводская лаборатория», 1975, №9, с. 1134.
7. Физическое металловедение. Под ред. Р. Кана. Т. 3. М., «Мир», 1967.
8. Губкин С. И. Пластическая деформация металлов, Т. И. М., Металлургиздат, 1960.
9. Алюминиевые сплавы. Промышленные деформируемые, спеченные и литейные алюминиевые сплавы. Справочное руководство под ред. Ф. И. Квасова, И. Н. Фридляндера. М., «Металлургия», 1972.

4.5. Локализация деформации алюминия и некоторых его сплавов при растяжении [Пресняков А.А., Мофа Н.Н. // Металлы, 1981, №2, С 199-208]

Локализация пластической деформации при обработке металлов давлением привлекает в последнее время все большее внимание исследователей, так как с развитием этого процесса связаны основные показатели механических свойств, а также качество полуфабрикатов и изделий [1 - 3]. И хотя это явление известно очень давно, оно, к сожалению, по ряду причин еще не изучено достаточно подробно и не оценено количественно. Именно поэтому публикация объективных количественных данных о локальном формоизменении представляет значительный интерес. В предлагаемой вниманию читателей работе приводятся данные, характеризующие это явление у технически чистого алюминия и некоторых его сплавов.

Образцы алюминия А7, а также его сплавов с цинком были получены в производственных условиях. Литые заготовки после предварительной прокатки подвергались рекристаллизационному отжигу, Часть из них затем прокатывалась в холодную со степенью обжатия 60%. Образцы сплава АМг2 изготавливались из труб в состоянии поставки. Размеры рабочей части составлялись 05X20 мм. Растяжение их проводилось на гидравлической разрывной машине

со скоростями перемещения захватов 4, 40, 500 и 2000 мм/мин. При эксперименте проводилось фотографирование процесса формоизменения образцов с частотой съемки 5 с. По кинограммам строились кривые течения и определялись истинные скорости деформации в наименьшем сечении шейки. В опытах определялся также коэффициент локализации деформации [4] по формуле:

$$K = \frac{D^1}{d^2(1+S)} \quad (1)$$

где K - коэффициент локализации деформации, D и d- начальный и текущий минимальный диаметр образца, S- относительное удлинение.

На рис. 1 приведены данные о развитии локализации деформации технически чистого алюминия марки А7, отожженного и предварительно накопленного. Для отожженных образцов все три характеристики формоизменения - напряжение, истинные скорости течения, а также коэффициент локализации сильно повышаются с деформацией подобно тому, как это показано из рис. 1а, достигая максимальных значений непосредственно перед разрушением при растяжении во всем интервале температур исследования 20 - 550°С.

С образованием шейки на образце прирост сопротивления деформированию материала существенно понижается по сравнению с периодом равномерной деформации. Однако способность к упрочнению отожженного алюминия остается достаточно велика и при локальном течении, особенно при больших степенях деформации (выше 0,8 по сужению), где наблюдается интенсивный рост коэффициента локализации. При малых степенях деформаций до 0,2 значения коэффициента в логарифмических ко-

ординатах близко к нулю, а в пределах деформации 0,2- 0,6 он повышается до 0,5 и только при изменении сужения от 0,6 до 0,9 коэффициент К возрастает в четыре раза, что свидетельствует об интенсивном развитии пластической деформации в шейке образца.

Наиболее интересный факт, обнаруженный при экспериментах, заключается в осциллирующем изменении истинной скорости течения в области минимального сечения образца при увеличении сужения от ОД до 0,6—0,8. В этом случае на образце фиксируется, как правило, несколько шеек. Такие факты наблюдались нами и ранее [5] для сверхпластичных материалов, что связывалось с развитием при локализации деформации «бегающей» шейки, т. е, перемещением активного очага деформации вдоль образца.

Кроме того, необходимо отметить интенсивное нарастание истинной скорости течения на заключительной стадии развития шейки, т. е. при сужении выше 0,8. По результатам наших опытов она возрастает от 2 до 4 порядков, что, естественно, возможно только при очень значительном уменьшении объема металла, участвующего в деформации незадолго до разрушения. Следовательно, в реальных условиях формоизменения тел при обработке металлов давлением из-за развития локализации деформации не может быть и речи о постоянстве скоростей течения и данные о сопротивлении деформированию различных материалов обычно получают в условиях значительного повышения действующих скоростей.

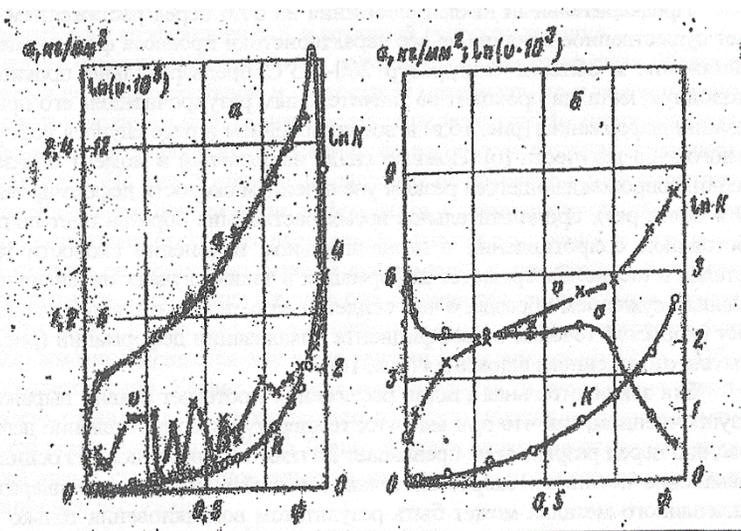


Рис.1. Кривые течения, изменения истинных скоростей деформации (в сек⁻¹) и коэффициента локализации деформации, полученные при 475 С (а) для отожженного алюминия и при 300 (б) и 575°С (в) для предварительно наклепанного.

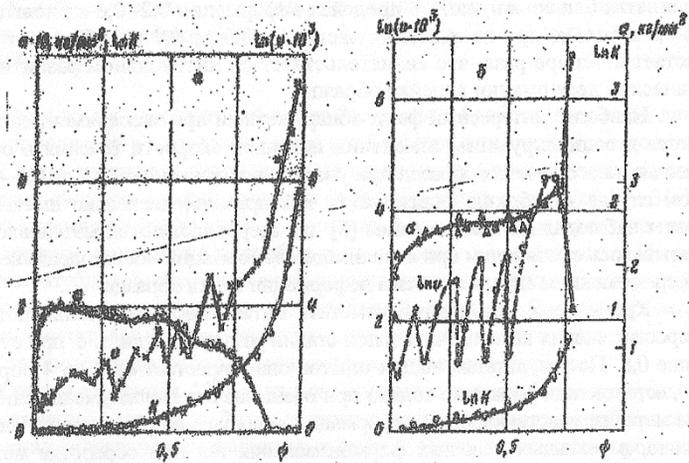


Рис.2. Кривые течения, изменения истинных скоростей деформации и коэффициента локализации для сплавов алюминия с цинком (а) и магнием (б); температуры разрыва, соответственно 600 и 500°C.

Предварительный наклеп алюминия на 60% перед растяжением оказывает существенное влияние на все характеристики процесса формоизменения. Растяжение в области температур 200-375°C предварительно прокатанного входоленную металла проходит со значительным разупрочнением его при локализации деформации (рис. 16,в) и возникновением в ряде случаев деформационного зуба текучести [6]. Помимо спада напряжений в момент образования шейки, сопровождающегося резким увеличением скорости деформирования (в 10 и более раз), продолжительное время растяжение образца идет почти при постоянном сопротивлении и незначительном изменении скорости течения металла в шейке. Завершается деформация в таких случаях интенсивным локальным сужением образца, о чем свидетельствует значительно больший прирост скоростей течения и коэффициента локализации деформации (рис. 16,в), чем для отожженного алюминия (рис. 1а).

Эта заключительная стадия растяжения протекает с явно выраженным разупрочнением, так что при высоких температурах сопротивление деформированию перед разрывом не превышает 20 г/мм². Монотонное без осцилляции повышение истинных скоростей течения в шейке образцов предварительно наклепанного металла может быть результатом возникновения только одной единственной шейки, по мере развития которой деформация охватывает все меньший объем металла. Таким образом, формоизменение при растяжении предварительно наклепанного алюминия идет посредством образования «устойчивой» шейки с интенсивно развивающейся деформацией в пределах ее. Введение в алюминий цинка в количестве от 2 до 10% приводит к

определенным изменениям в развитии процесса растяжения. Прежде всего это влияние сводится к усилению эффекта бегающей шейки на образце, следствием чего является осциллирующее изменение скорости течения металла в определенном минимальном сечении образца (рис. 2а). В результате получаются более высокие значения удлинения сплава алюминия с цинком, чем чистого алюминия. Присутствие цинка в образце усиливает разупрочнение материала при его деформировании в области высоких температур. Начиная с момента образования шейки, растяжение идет при постоянно снижающихся напряжениях. Завершающий период течения у этого материала при напряжениях $<20 \text{ г/мм}^2$ более продолжительный, чем у алюминия. Повышение в это время скорости течения в 10^3 раз и коэффициента в 10 раз связано с высокой степенью локализации деформации.

О более сложном развитии локализации деформации у сплавов по сравнению с чистыми металлами, когда активно действующий очаг локализации, смещается вдоль образца, так что скорость течения в каждом определенном сечении его изменяется немонотонно, можно судить также по данным, полученным для другого алюминиевого сплава марки АМг2 (рис. 2 б). Растяжение образцов этого сплава при температурах выше 200°C происходит при осциллирующем изменении скорости течения в минимальном сечении шейки вплоть до очень высоких степеней деформации (0,7-0,8). При этом наиболее интенсивное развитие локализации происходит, как и для других алюминиевых образцов, когда сужение в шейке превысит 0,7, о чем свидетельствует значительный рост коэффициента K и истинной скорости течения.

Следует отметить, что развитие локального формоизменения образцов определяется не только составом и состоянием материала, но и температурно-скоростными условиями нагружения, вследствие чего коэффициент локализации изменяется со скоростью растяжения по-разному в различных температурных областях. На рис. 3 приведены сведения об изменении конечного значения коэффициента локализации деформации с температурой для сплава АМг2 при различных скоростях растяжения. Анализ этих данных говорит, о том, что степень развития локализации деформации с температурой существенно усиливается, хотя в ряде случаев она изменяется немонотонно. Максимум коэффициента K для АМг2 с увеличением скорости растяжения от 4 до 500 и 2000 мм/мин смещается в область высоких температур от 375 до 525 и 550°C , соответственно. Кроме того, увеличение скорости растяжения уменьшает степень развития локального течения в области низких и средних температур и усиливает его выше 500°C . Таким образом, исходная скорость нагружения оказывает существенное влияние на развитие процесса локализации деформации при растяжении.

Между коэффициентом K , характеризующим способность материала к локальному формоизменению [4], и показателями пластичности существует непосредственная связь. Прежде всего, как следует из рис. 1 и 2, коэффициент локализации с увеличением сужения в шейке образца неуклонно растет. Изменение его с нагревом происходит таким образом, что максимальные значения коэффициента фиксируются при температурах максимальной пла-

стичности (рис. 3 а, б), а снижению его с повышением скорости нагружения в области температур до 400°С соответствует также существенное уменьшение удлинения и сужения образцов. Максимальным значениям коэффициента локализации деформации, полученным в результате растяжения образцов со скоростями 500 и 2000 мм/мин, соответственно при 500 и 550° С, отвечает предельная величина сужения ($y \rightarrow 1$).

Выводы.

1. У алюминия и некоторых его сплавов с цинком и магнием локализация пластической деформации при растяжении начинается по достижении сужением величины 0,05-0,1. Возникновение локального течения приводит к понижению темпа упрочнения при всех температурах разрыва, а при высоких температурах у сплавов - даже к резкому разупрочнению. Предварительная деформация в холодную образцов алюминия способствует интенсивному разупрочнению в начале локализации при растяжении в области средних температур и на завершающем ее этапе в условиях высоких температур.
2. Устойчивое развитие локализации деформации алюминия и его сплавов характеризуется значительным ростом (на несколько порядков) истинных скоростей течения в минимальном сечении шейки образца. Причиной возникновения осцилляций на кривых истинных скоростей течения служат возникновение и замораживание «бегающей» шейки на протяжении всего процесса растяжения.
3. Установлена корреляция между значениями показателей пластичности и коэффициентом локализации: рост значений сужения и удлинения определяется степенью развития локализации деформации. Область температур высокой пластичности алюминиевых сплавов характеризуется высокими значениями коэффициента локализации, отражающего способность материала к локальному формоизменению.

Литература

1. Губкин С.И. Теория обработки металлов давлением. М: Металлургиздат, 1947.
2. Пашков П.О. Разрыв металлов Л.: Судпромгиз, 1960.
3. Фридман Я. Б. Механические свойства металлов. М Металлургиздат, 1952.
4. Пресняков А.А, Полюхов В. В, Аубакирова Р.К., Середкина Ф.И. Метод оценки локализации деформации при растяжении. Заводск. лаборатория, 1978, № 6, с. 751.
5. Пресняков А. А., Аубакирова Р. К., Горбачева Л. К., Дегтярева А. С. Изменение текущих скоростей деформации при растяжении сверхпластичных материалов. -Физ. металлов и металловед., 1979, т 47, № 5, с 1076.
6. Longo W. P., Reed-Hill R. E. Work Softening in Polycrystalline Metals.- Scr. met. 1970, v 40, No. 10, p. 765.

5. ЧАСТОТНЫЙ СПЕКТР МЕХАНИЧЕСКИХ КОЛЕБАНИЙ - ПРОЯВЛЕНИЕ ВОЛНОВОГО ХАРАКТЕРА РАЗВИТИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

В работах многочисленных авторов убедительно показано, что пластическое течение представляет собой волновой процесс. На начальных стадиях деформации он развивается в виде распространения упругой волны, которую можно зарегистрировать различными способами: нанесением на поверхность образца поверхностно-активных веществ, сигналами акустической эмиссии и другими методами. Появление «зуба текучести» на стадии перехода от упругой к пластической деформации также регистрируется приборами в виде падения напряжения течения, а затем его дальнейшей стабилизации. Все эти эффекты немоногононного изменения механических параметров зависят от типа нагружающего устройства.

Поставленный цикл экспериментов по изучению влияния жесткости нагружения на развитие пластической деформации и характеристики механических свойств позволил выявить ряд интересных экспериментальных фактов, свидетельствующих о том, что развитие пластической деформации определяется работой системы деформируемое тело - деформирующая машина. Колебательный характер изменения скорости пластического течения, амплитудно-частотный спектр механических колебаний показывают, что пластическая деформация имеет волновую природу и реализуется через спонтанную локализацию деформации в виде так называемой «бегающей шейки», обеспечивающей развитие равномерной деформации по длине образца при его растяжении.

Экспериментальные данные показывают, что по мере развития пластического течения изменяется характер развития бегающих шеек, начинается процесс их взаимодействия, формирование устойчивой шейки, взаимодействие бегающих шеек со стационарной шейкой, которая является своеобразным стоком для них. Взаимодействие стационарной и бегающей шеек на заключительных этапах приводит к разрушению материала в результате исчерпания ресурса пластичности в локально- деформируемых зонах материала. Отражением этого процесса является осциллирующий характер изменения истинных скоростей течения и напряжения.

В нижеприведенных работах представлены экспериментальные результаты по регистрации спектра механических колебаний, влиянии жесткости испытательных машин на механические свойства деформируемых материалов и осциллирующем характере изменения истинных скоростей течения в областях развития стационарной шейки. Предложенные методы исследования ярко демонстрируют волновую природу развития пластического течения.

5.1. Изменение текущих скоростей деформации при растяжении сверхпластичных образцов [А.А. Пресняков, Р.К. Аубакирова, Л.К. Горбачева, А.С. Дегтярева // Физика металлов и металловедение 1979 т 47 в.5. С. 1075 - 1080]

Исследованы истинные напряжения и истинные скорости течения на завершающей стадии растяжения сверхпластичных образцов эвтектоида Al-Zn. Обнаружено, что при развитой локализации деформации рост скоростей течения сопровождается разупрочнением металла. В процессе растяжения истинные скорости в локальном сечении возрастают на один - два порядка при понижении сопротивления деформированию в несколько раз. На завершающей стадии локализации деформации истинные напряжения не зависят от скоростей в широком интервале их изменения

До недавнего времени одной из главных особенностей сверхпластичного течения считалось продолжительное равномерное формоизменение образцов до разрушения. В связи с этим исследователи долгое время не учитывали наличие локализации деформации при сверхпластичности. Однако в последние годы опубликован ряд работ [1-5], посвященных изучению этого явления, что заставляет критически переосмыслить процесс развития сверхпластичного течения металлических материалов. Для разработки экспериментально обоснованных представлений о кинетике локального формоизменения при растяжении сверхпластичных металлов и сплавов необходимо достаточно подробно изучить условия возникновения и трансформацию шейки в образце в ходе эксперимента, определить при этом величины действительных деформаций, истинных скоростей и напряжений течения материала. Задачей данной работы и были подобные исследования, проведенные на эвтектоидном сплаве Al-Zn.

В экспериментах использовалась методика построения кривых истинных напряжений течения в разных сечениях образующейся шейки. При этом в процессе растяжения осуществлялось синхронное фиксирование действующих усилий и текущих размеров проб [6]. Опыты проводились на цилиндрических образца диаметром 5 и 7 мм и длиной рабочей части 20 мм, на поверхность которых наносилась винтовая риска с шагом 0,3 мм. Обобщенная схема изменения скоростей деформирования в отдельных частях пробы, приведенная на рис. 1, позволяет проанализировать процесс формоизменения при развитии шейки. В условиях постоянной скорости перемещения захватов $v_{\text{захв}}$, которая обеспечивалась испытательной машиной, средняя скорость деформации $v_{\text{ср}}$, равная $v_{\text{захв}}/l$, где l - длина образца, существенно понижается. Данная величина не учитывает наличие очага локализации деформации и поэтому не может описывать с достаточной точностью процесс сверхпластичного течения сплава.

В качестве характеристики кинетики сверхпластического деформирования выбрана действительная скорость течения материала, рассчитанная для любого i -го участка пробы по i -му кадру кинограммы:

$$v = (l_{i+1} - l_i) / \Delta\tau_i, \quad (1)$$

где $\Delta\tau_i$ - время, за которое произошло изменение расстояния между рисками на величину $l_{i+1} - l_i$ для n -го участка. Тогда, согласно (1), $v_{л.ср}$ - средняя скорость течения локально деформированного объема; $v_{л.макс}$ - максимальная скорость деформации вблизи минимального сечения образца (рис. 1).

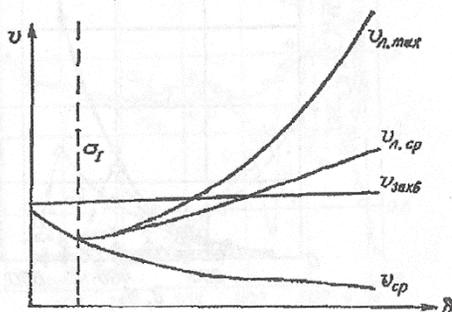


Рис. 1. Схема изменения скоростей деформации в зависимости от относительного удлинения, где $v_{захв}$ - скорость перемещения захватов машины; $v_{ср}$ - средняя скорость деформации образца; $v_{л.ср}$ - средняя скорость течения локально деформированного объема; $v_{л.макс}$ - скорость течения материалов в наименьшем сечении пробы; σ_l - напряжение в пороговой локализации

В ходе формоизменения, когда начинается локальное течение материала, в области шейки по мере ее развития происходит рост интенсивности деформации, причем из-за резкой неравномерности проявления этого процесса при относительно умеренном изменении средней скорости максимальные значения $v_{л.макс}$ в шейке повышаются в десятки раз. Таким образом, при любой деформации - обычной и сверхпластичной не может сохраняться постоянство скоростного режима течения материала.

На рис. 2 приведены данные о кинетике деформирования образцов эвтектоида Al-Zn, которые свидетельствуют о том, что процесс деформации сверхпластичного материала характеризуется целым спектром скоростей, различающихся между собой по меньшей мере на один - два порядка. Становится очевидной сложность кинетики течения сверхпластичного материала.

Подтверждением этому служат также экспериментальные результаты, представленные на рис. 3, показывающие характер изменения в процессе деформации текущих скоростей и истинных напряжений течения

в двух сечениях образца вблизи минимального.

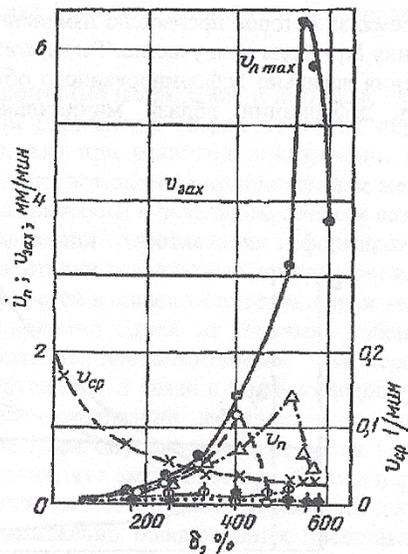


Рис. 2. Изменение скоростей течения эвтектоида алюминий-цинк в процессе растяжения.

Начиная с удлинения 400%, изменение скоростей деформирования приобретает пульсирующий характер при непрерывном их возрастании в среднем. Очевидно, что такое явление может иметь место только в том случае, если на завершающих стадиях течения продолжает осуществляться деформация по тину «бегающей» шейки, то есть возникает периодическое разупрочнение образца в различных его областях. Естественно, что такой эффект не может быть следствием влияния действительной скорости течения, которая скорее сама зависит от местного разупрочнения материала и является отражением физического разупрочнения, возникающего на заключительной стадии деформации.

Изменение истинных напряжений течения в этих же сечениях также немонотонны. Таким образом, в результате проведенного эксперимента становится очевидным, что ход деформации при ее высоких степенях связан со сложными колебательными процессами в очаге локализации формоизменения, проявляющимися в попеременном упрочнении - разупрочнении отдельных локальных объемов. Рассмотренная закономерность изменения кинетики деформирования сверхпластичных образцов сохраняется при всех температурах растяжения с постоянной скоростью движения захватов.

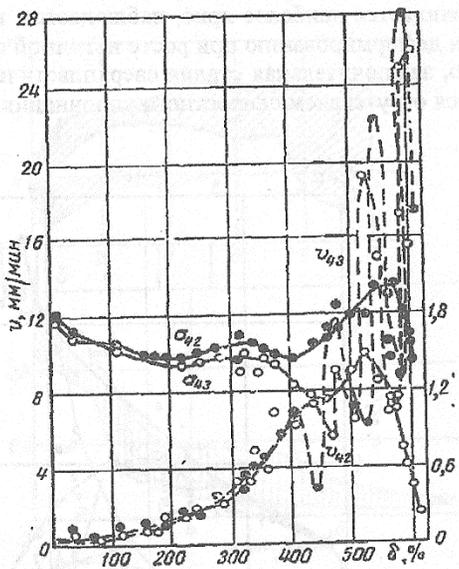


Рис. 3. Распределение истинных напряжений σ и соответствующих им скоростей течения v эвтектоида Al - Zn в минимальном ($n = 42$) и близлежащем к нему сечениях ($n = 43$) при 250°C и скорости движения захватов 4 мм/мин.

На рис. 4 показаны спектры скоростей и напряжений течения сверхпластичных алюминиево-цинковых сплавов в области минимального сечения образцов в условиях, когда в процессе растяжения ступенчато изменяется скорость перемещения захватов от 4 до 20 мм/мин и от 20 до 4 мм/мин. Как и в предыдущем случае, наблюдается аналогичная картина изменения текущих скоростей и напряжений течения. Кроме отмеченного выше колебательного хода формоизменения, обнаруживается непрерывное увеличение скорости течения металла в минимальном сечении образца и, как правило, неуклонное снижение истинного напряжения течения, что может иметь место только при отсутствии скоростного упрочнения на завершающей стадии деформации. Этот факт представляет очень большой интерес для суждения о явлении сверхпластичности в целом.

Обобщение зависимости между истинными напряжениями и соответствующими действительными скоростями течения в минимальном и близлежащем сечениях, полученные при экспериментах на пятидесяти образцах при различных температурах и скоростях растяжения, приведены на рис. 5. Анализ их показывает, что при 100°C, когда сплав еще не является сверхпластичным, рост скорости может сопровождаться уп-

рочением материала, однако при нагреве до 135°C уже видна слабая зависимость этих величин (рис. 5а). При 275°C, когда эффект сверхпластичности проявляется наиболее ярко, наблюдается, напротив, падение сопротивления деформированию при росте истинной скорости (рис. 5б). Следовательно, заключительная стадия сверхпластической деформации характеризуется отсутствием скоростного упрочнения.

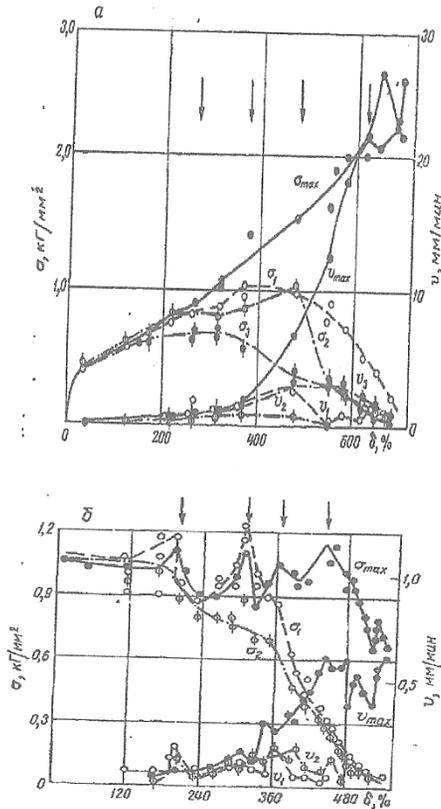


Рис. 4. Спектр скоростей и напряжений течения эвтектоида Al – Zn при 275 °С в условиях ступенчатого изменения скорости перемещения захватов от 4 до 20 мм/мин (а) и от 20 до 4 мм/мин (б); σ_{max} и v_{max} – напряжения и скорости течения материала, соответствующие минимальному сечению; $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ и v_1, v_2, v_3 – напряжения и скорости течения в близлежащих сечениях образца. Стрелками показаны моменты изменения скоростей.

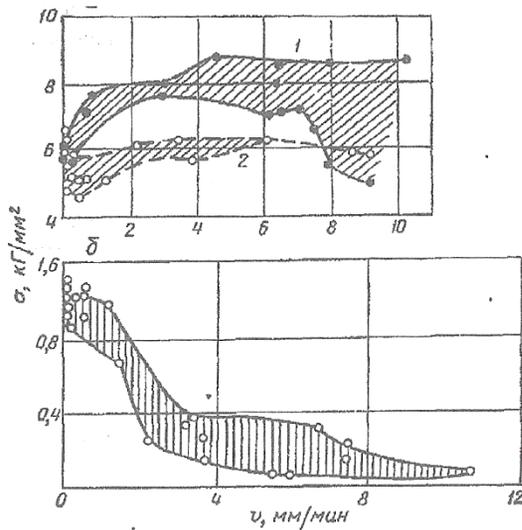


Рис. 5. Соотношение между истинными напряжениями течения и истинными скоростями деформации на развитой стадии локализации деформации сверхпластичных образцов:

а – 100 °С (кривая 1) и 135 °С (кривая 2); б – 275 °С.

На рис. 6 представлены зависимости между напряжениями течения на развитой стадии локализации деформации образцов алюминиевоцинкового эвтектоида и истинными скоростями течения в координатах $\ln v - \ln \sigma$. Как следует из этого рисунка, при сильном развитии локального течения в интервале изменения скорости $\ln V_i = -2$ до $\ln V_z = +1$ напряжения остаются постоянными, то есть не зависят от скорости течения. При деформации, когда $\ln v$ не превышает 1,0, наблюдается устойчивое разупрочнение материала с ростом скорости деформирования.

Таким образом, результаты проведенного исследования кинетического режима сверхпластичного течения в условиях локализации деформации выявили следующие особенности этого процесса.

1. Истинные скорости течения металлического вещества при сверхпластичности в области развитой локализации деформации непрерывно возрастают. Увеличение истинных скоростей достигает одного - двух порядков по сравнению со средней скоростью деформирования.

2. В области локализации деформации при местном формоизменении до десятков тысяч процентов течение металла в состоянии сверхпластичности происходит под действием целого спектра истинных напряжений, отличающихся на один - два порядка. При этом обнаруживается, что истинные скорости деформирования в очаге локализации деформации также не остаются постоянными, а меняются в широком интервале.

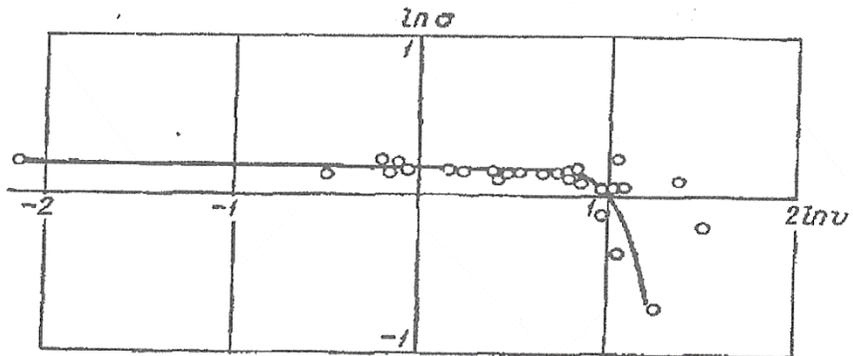


Рис. 6. Логарифмическая зависимость между истинными напряжениями и истинными скоростями течения сверхпластичного алюминиевоцинкового сплава на стадии развитой локализации деформации при 200 °С.

3. Локализация деформации при сверхпластичном течении на развитой стадии сопровождается колебательным изменением истинных скоростей течения, что связано, очевидно, с протеканием локального формоизменения по типу «бегающей» шейки. Одновременно наблюдается и колебательное изменение напряжений, существенно меньшей величины по сравнению с колебанием скоростей.

4. В условиях развитой локализации деформации при сверхпластичном течении в широком интервале скоростей, индивидуальных для каждой температуры, истинные напряжения течения не зависят от истинных скоростей деформирования, в ряде случаев на завершающей стадии деформации разупрочнение материала сопровождается ростом скоростей.

Литература

1. Morisson W. В. Trans. ASM. Quart., 1968,242,2221; 2227.
2. Ажибаева СИ., Пресняков А.А., Дуйсемалиев У.К. // Сб. Влияние предварительной деформации на свойства металлов и сплавов, Алма-Ата:Наука, 1971.
3. Пресняков А.А. Сб. Новые данные о сверхпластичности металлов и сплавов, М.гВИНИТИ, ДЭП 3074-71, 1971.
4. Neubner U., Mafucha K.H., Sendig H. Zs. Metallkunde, 1972, 63,1250.
5. Likhachev V.A., Myshlyaev M.M. Acta Met., 1974, №22, p. 829.
6. Аубакирова Р.К., Пресняков А.А., Мироненко Ю.П. // Заводская лаборатория, 1969, №11, С. 1410

5.2. Регистрация спектра механических колебаний при растяжении

металлических образцов [У.З. Нургалиев, Г.П. Метакса, Г.П. Алексеев, А.С. Дегтярева «Материаловедение конструкционных материалов сельскохозяйственных машин». Алма-Ата, 1986. С.42-48]

Пластическая деформация металлов и сплавов сопровождается волновыми процессами широкого диапазона частот: от единиц герц для эффекта Портевена - ле-Шателье [1] до сотен килогерц и выше для явлений акустической эмиссии [2]. Исследование этих процессов существенно затрудняется из-за неоднородности пластической деформации [3], в результате чего получаются усредненные данные. Динамические свойства испытательной машины также влияют на процесс развития пластической деформации [4]. Показатели механических свойств одинаковых образцов сильно зависят от податливости нагружающих устройств (отношения деформации конструктивных элементов к величине нагрузки). С изменением податливости меняется также характер неоднородности пластического течения [1].

При использовании широкодиапазонного тензорезисторного силоизмерителя [5], в котором для обеспечения необходимой точности измерений как больших, так и малых нагрузок смонтировано несколько упругих балок разной конфигурации, в процесс деформации образца податливость машины меняется ступенчато. Наиболее сильно это проявляется при испытании сверхпластичных образцов, когда на заключительной стадии пластического течения нагрузка падает на один - два порядка, и ее измерение производится упругим элементом с очень высокой податливостью по сравнению с другими элементами системы образец - испытательная машина". При этом изменяется амплитудно- частотная характеристика системы.

На стадии неравномерной пластической деформации скачкообразные изменения нагрузки возбуждают колебания во всей системе образец- машина, которые вместе с вибрациями, связанными с работой силового привода, будут характеризовать как пластическую деформацию образца, так и свойства машины. Известно также, что при наложении на образец механических колебаний существенно меняется процесс деформации. При повышенных частотах колебания влияют на структуру металла, поэтому представляет интерес исследование спектра частот и интенсивности механических колебаний при разрыве металлических образцов.

Эксперименты проводили на образцах из технически чистых алюминия, меди, алюминивно-цинковой эвтектики и латуни Л63 при комнатной температуре. Скорость растяжения равнялась 4 мм/мин при испытаниях на всех трех машинах. В качестве датчика использовался пьезоэлектрический преобразователь механических колебаний в электрические, что позволило фиксировать колебания широкого диапазона частот. Для снижения выходного сопротивления и уменьшения уровня помех (виброшумы кабеля и др.) между датчиком и регистрирующим прибором включался истоковый повторитель, расположенный на корпусе преобразователя.

Регистрацию колебаний производили в основном на магнитную ленту. Затем полученные данные обрабатывались на спектроанализаторе 2113 фирмы

«Брюль и Кьер» в диапазоне от 20 Гц до 20 кГц с интервалом в 1/3 октавы. Динамический диапазон анализатора по напряжению равен 50 дБ. Использование логарифмических координат позволило получить компактные и наглядные кривые «частота- амплитуда» на разных стадиях пластической деформации.

Во всех случаях полученные кривые характеризуют колебания как полигармонические с большим числом гармоник, на которые наложены нестационарные случайные процессы, связанные с явлением акустической эмиссии и шумами различного происхождения. Наличие нестационарной случайной компоненты колебаний значительной усложняет количественный анализ, в связи с этим нами выявлены лишь некоторые качественные зависимости между параметрами системы образец- машина и спектром колебаний в ней.

На рисунке 1 представлены спектры колебаний при растяжении медных образцов с податливостью $9 \cdot 10^5$ (а), $5 \cdot 10^7$ (б) и $2,5 \cdot 10^7$ м/н (в). Так как податливость испытательной машины зависит от нагрузки (приведенные значения соответствуют $P = 5$ кН), различие в спектрах характеризует податливость, вибрации и шумы только нагружающего устройства.

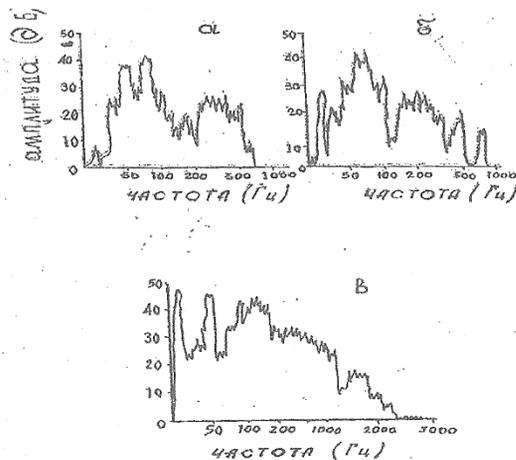


Рис.1. Спектры вибраций при растяжении медных образцов на машинах с различной податливостью $\Pi_1 = 9 \cdot 10^5$ м/н (а); $\Pi_2 = 5 \cdot 10^7$ м/н (б); $\Pi_3 = 2,5 \cdot 10^7$ м/н (в).

С уменьшением податливости расширяется спектр колебаний в основном в сторону повышения частот, и несколько возрастает амплитуда как гармонических, так и нестационарных составляющих при испытании на сверхпластичность алюминиево-цинковых образцов [4]. Из этого можно сделать вывод, что механические колебания в процессе деформации неблагоприятно влияют на развитие пластической деформации. Возможно

также, что колебания звуковых частот носят только информативный характер, являясь одним из проявлений высвобождения упругой энергии, накопленной системой в процессе нарастания нагрузки. Величина этой энергии определяется податливостью системы и нагрузкой в ней.

Изменение жесткости образцов (величина, обратная податливости) при деформации их на одной машине также приводит к изменению спектра механических колебаний в системе. На рисунке 2 представлен ряд амплитудно-частотных характеристик растяжения алюминиевых (а), алюминий-цинковых (б), латунных (в) и медных (г) образцов при одинаковой степени деформации (80 %) на одной испытательной машине.

Расположены рисунки в порядке возрастания жесткости образцов (размеры их одинаковы).

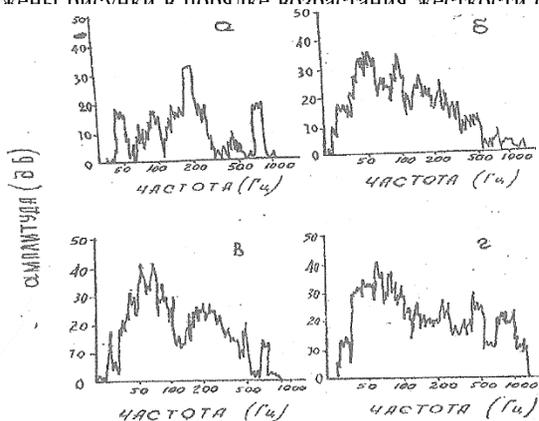


Рис. 2. Спектры вибраций при растяжении алюминиевых (а), алюминий-цинковых (б), латунных (в) и медных (г) образцов на одной машине.

считать, что частотная характеристика вибрации системы "образец- машина" зависит от относительной жесткости нагружающего устройства по отношению к образцу. При этом жесткость образца определяет уровень статической нагрузки в системе, а жесткость разрывной машины (определяющая в основном жесткость системы) влияет на величину потенциальной энергии упругих деформаций, которая может перейти в энергию колебаний системы при соответствующих условиях.

При развитии пластической деформации картина спектральной плотности энергии непрерывно меняется сложным образом, причем наибольшие изменения происходят на завершающей стадии пластического течения. На рисунке 3 на примере амплитудно-частотных характеристик колебаний на

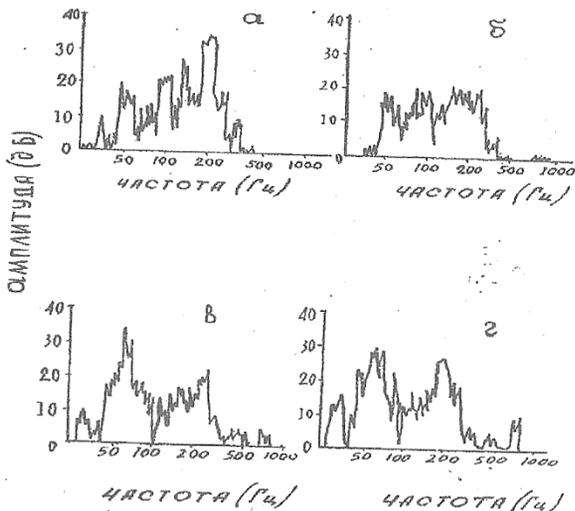


Рис. 3. Изменение спектра вибраций от начала (а) к концу (б, в, г) деформации алюминиевого образца.

разных стадиях деформации алюминия видно, что изменения параметров колебаний носят не монотонный характер. При переходе от стадии равномерной (а) к локальной (б) деформации амплитуда гармоник уменьшается, перед разрывом (в) и (г) снова увеличивается. Ширина спектра по частоте несколько увеличивается с увеличением деформации.

Полученные результаты позволяют говорить о наличии корреляций между свойствами образца, жесткостью разрывной машины и пластическим течением, с одной стороны, и амплитудно-частотной характеристикой механических колебаний в системе, с другой.

Литература

1. Малыгин Г.А. Анализ механизма скачкообразной деформации. // Проблемы прочности, 1975, №2, С. 12 -14.
2. Natano H. Qualitative Measurement of Acoustic. Emission Related to its Microscopic Mechanisms.// J. Acoust. Soc. Amer., 1975, 57, №2.
3. Мироненко Ю.П., Пресняков А.А., Рошупкин В.Г. Влияние податливости разрывной машины на развитие сверхпластичности эвтектоида алюминий-цинк // Заводская лаборатория, 1978,44, №4, С.479-480.
4. Мироненко Ю.П., Рошупкин В.Г., Альсенов У.К., Редих Н.К.16б Силоизмерительная аппаратура для регистрации усилий в широком диапазоне.//

Заводская лаборатория», 1975, № 6, С.1281-1282.

5. Справочник «Приборы и системы для измерения вибрации, шума и удара. / Под ред. Клюева В.В. М.: Машиностроение, 1978, С.49.

5.3. О влиянии жесткости испытательной машины на механические свойства материалов [А.А. Пресняков, Н.Н. Мофа, Р.К. Аубакирова, П.И. Куличенко, А.С. Дегтярева // Проблемы прочности, 1982, №2, С.109-112]

В последнее время в литературе появилось большое количество работ о существенном облегчении процесса деформации при наложении на образец механических колебаний и ультразвука [1-3]. Если колебания действуют столь благоприятно на развитие процесса формоизменения, то не может ли испытательная машина, представляющая собой вместе с образцом при деформировании колебательную систему, оказывать заметное влияние на результаты эксперимента, другими словами, не зависят ли механические свойства материалов хоть в какой-то мере от характеристик машины. Этот вопрос довольно важен, так как имеющиеся новые марки испытательных машин значительно отличаются от давно применяемых в промышленности.

В настоящей работе проведены исследования влияния жесткости испытательных машин на показатели механических свойств ряда пластичных материалов. Некоторые данные о влиянии податливости машины на пластичность эвтектида алюминий-цинк частично опубликованы в [4]. Ниже представлены результаты эксперимента, полученные на алюминии, меди, сплавах алюминий-цинк, АМг1 и АД31. Опыты осуществляли на трех машинах с разной жесткостью: одна с механическим приводом, две гидравлические. Образцы подвергали растяжению при скорости движения захватов 4 мм/мин.

Анализ полученных результатов для сплавов марки АД31 и АМг1 (рис.1) обнаруживает существенное влияние типа машины на показатели механических свойств образцов. Для сплава АД31 наиболее заметное воздействие типа машины на относительное сужение и предел прочности проявляется до 350°C, хотя разница в показателях свойств, полученных на разных машинах, относительно невелика ($D_{\parallel} = 0,1$; $(D\theta)_B = 30 \text{ МН/м}^2$). При температуре выше 350°C эти различия становятся минимальными. Однако удлинение образцов, разорванных на разных машинах, наиболее сильно отличается (почти в два раза) в области высоких температур.

Для сплава АМг1 при сравнительно небольшой разнице в значениях относительного сужения и предела прочности, зафиксированной практически во всех исследуемых температурных областях, также обнаружено существенное повышение относительного удлинения, особенно при 450°C (при разрыве образцов на гидравлической машине оно превышает 180%). Другими словами, в рассматриваемом случае не может

быть и речи об ошибках эксперимента или недостаточной точности приборов, так как показатели пластичности образцов не зависят от тарировки машин и точности их работы.

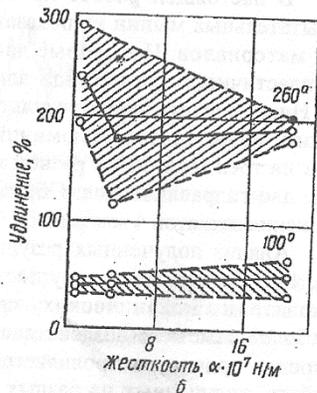
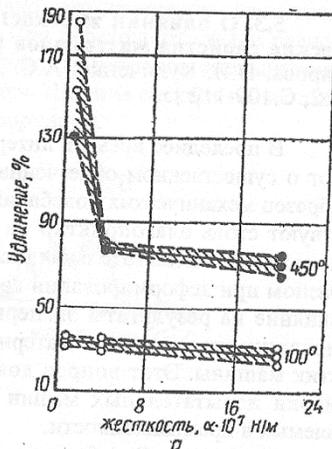
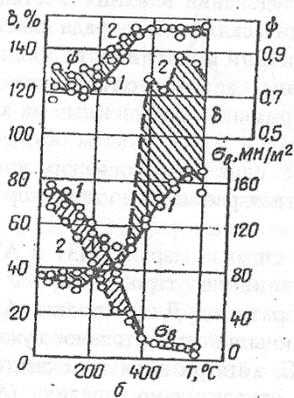
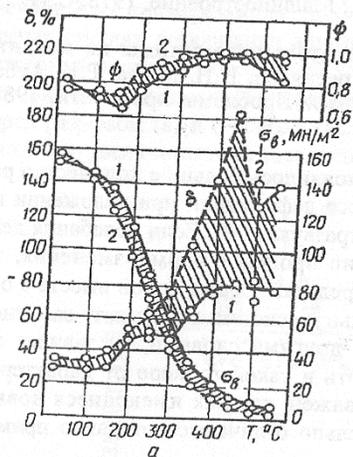


Рис. 1. Температурные кривые пластичности и прочности образцов АД31 (а) и АМг1 (б), полученные в результате деформации образцов на разрывных машинах с механическим (1) и гидравлическим (2) приводом в одинаковых температурно-коростных условиях.

Рис. 2. Изменение удлинения образцов из сплава АМг1 (а) и эвтектоида Al-Zn (б) в зависимости от жесткости испытательной машины при различных температурах разрыва.

Была также проведена оценка жесткости всех разрывных машин при статическом нагружении и разгрузении. При этом, жесткость разрывной машины в первом приближении считалась равной жесткости упругих элементов тензорезисторного силоизмерителя, так как остальные узлы разрывной машины имеют гораздо большую жесткость. Изменение нагрузки производили силовым приводом машины или вручную. Деформацию упругого элемента измеряли индикатором часового типа с ценой деления 0,005 мм, а величину нагрузки - образцовыми динамометрами типа ДОСМ. Показатель жесткости для механической машины составил $4 \cdot 10^7$ Н/м, для одной гидравлической машины - $2 \cdot 10^8$ Н/м, для второй, на которой были получены максимальные удлинения образцов, $7 \cdot 10^{11}$ Н/М.

Как свидетельствуют экспериментальные данные, наиболее существенное влияние жесткости испытательной машины на показатели свойств алюминиевых сплавов наблюдается при температуре 300 °С (рис. 1,2,а), т.е. в той температурной области, где в алюминии и его сплавах происходит рост зерна, а пластическая деформация сопровождается интенсивно развивающимся динамическим возвратом [5] и динамической рекристаллизацией в зоне локализации [6]. Следовательно, наиболее существенное влияние типа машины на величину удлинения образца имеет место в условиях тех температур, при которых развивается какое-либо превращение. Это мнение довольно наглядно подтверждается на сплаве алюминий-цинк эвтектидной концентрации. Образцы из этого сплава, разорванные при температуре эвтектидной реакции - 275 °С на гидравлической машине, также имели относительное удлинение в два раза больше, чем разорванные на машине с механическим приводом (рис.2, б).е

Естественно предположить, что такое большое различие в значениях относительного удлинение образцов связано с развитием процесса пластической деформации. Растяжение на машине с механическим приводом характеризуется интенсивно развивающимся разупрочнением материала, вызывающим более резко выраженную локализацию деформации, которая и приводит в конечном итоге к сравнительно низким значениям удлинения (рис.3). Завершается формоизменение образцов на этой машине продолжительным течением материала при напряжениях менее $0,2 \text{ МН/м}^2$.

На горизонтальной гидравлической машине процесс пластической деформации таких же образцов становится более продолжительным, причем большая часть периода локального формоизменения происходит со значительным упрочнением. В некоторых случаях в ходе деформации фиксируется две стадии интенсивного роста текущих напряжений (рис. 36). Это упрочнение материала при растяжении и обеспечивает более высокие показатели относительного удлинения. Разупрочнение перед разрывом в таких случаях совершается довольно интенсивно за сравнительно короткий промежуток времени.

Различное поведение одного и того же материала при одинаковых температурно-скоростных условиях эксперимента на разных испытательных машинах может быть определенным образом обусловлено механическими колебаниями, возникающими в любой системе образец- машина при нагружении [7,8]. Спектр этих колебаний определяется как параметрами

возбуждающей силы, так и частотной зависимостью динамической податливости системы.

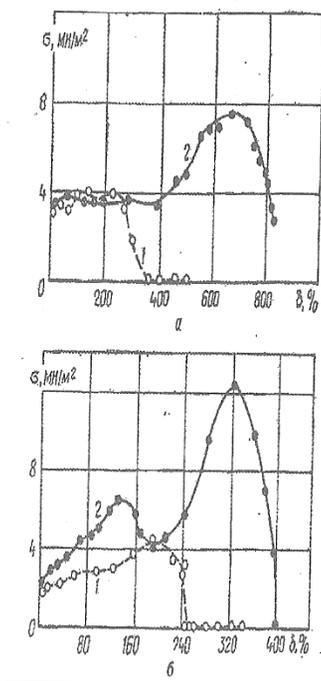


Рис. 3. Изменение истинных напряжений течения эвтектоида алюминий-цинк при растяжении в условиях температур 275 (а) и 250 °С (б) на жесткой (1) и мягкой (2) машинах

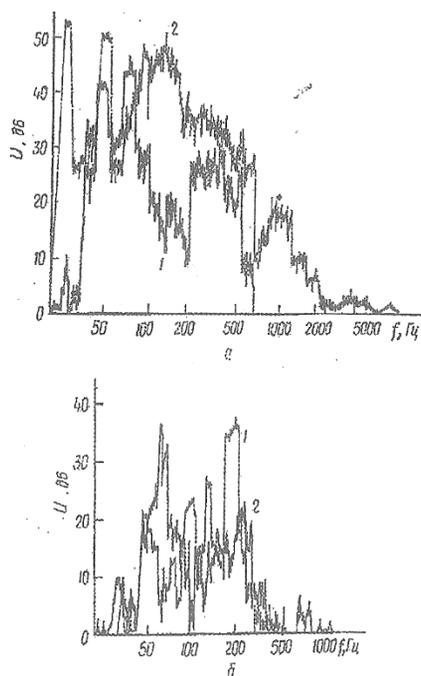


Рис. 4. Амплитудно-частотные характеристики механических колебаний при деформации медных образцов (а) на мягкой (1) и жесткой (2) машинах, а также алюминиевых образцов (б) в начале растяжения (1) и перед разрушением (2) на мягкой машине

В настоящей работе были определены спектры частот и интенсивность механических колебаний системы образец-машина в процессе растяжения. В качестве датчика служил контактный пьезоэлектрический преобразователь механических колебаний, возникающих в работающей системе образец-машина, в электрические. Для уменьшения уровня виб-

рошумов кабеля и согласования датчика с регистрирующим прибором между ними включался истоковый повторитель. Сигналы записывались на магнитную ленту, которая затем обрабатывалась на спектроанализаторе 2113 фирмы «Брюль и Кьер» последовательно в диапазоне 20 Гц - 20 кГц с интервалом 1/3 октавы. Динамический диапазон равен 50 дБ.

Механические колебания, зарегистрированные в начале деформации образцов из одного материала на разных машинах, существенно различаются по спектру частот и их интенсивности (рис. 4). С увеличением жесткости нагружающей системы спектр расширяется как в сторону низких, так и высоких частот, энергия колебаний повышается. В том же направлении изменяются амплитудно-частотные характеристики механических колебаний системы, если испытуемый в ней образец заменить на более жесткий. Это заключение следует из сравнения спектральной плотности механических колебаний при растяжении медного и алюминиевого образцов на одной и той же машине (на рис. 4, кривая 1). С повышением жесткости системы образец-машина более мощными в ней становятся низкочастотные колебания (до 100 Гц).

Поскольку жесткость системы не постоянна, а изменяется по мере растяжения образца, вполне естественно, что спектральная плотность энергии генерируемых механических колебаний в процессе деформации непрерывно меняется (рис. 4б). Наиболее резкие изменения наблюдаются в начале развития локализации деформации и перед разрушением образца, когда, во-первых, усиливается мощность низкочастотных колебаний (до 100 Гц), во-вторых, более четко фиксируются высокочастотные сигналы (700 - 800 Гц).

С другой стороны, при анализе спектра регистрируемых механических колебаний необходимо обязательно учитывать, что пластическая деформация металлов и сплавов сопровождается волновыми процессами широкого диапазона частот от единиц герц при эффекте Портевена ле Шателье [9] до сотен килогерц и выше при явлении акустической эмиссии [10]. Последнее особенно широко используется в настоящее время при рассмотрении процессов, происходящих в металле в условиях пластической деформации, в частности при изучении микролокализации деформации в полосах Людерса-Чернова [11].

В связи с изложенным, регистрируемые нами посредством привлеченного метода амплитудно-частотные характеристики механических колебаний определяются не только различным запасом упругой энергии в системе, но и, безусловно, сами характеризуют процесс пластического течения, т.е. являются уже результатов взаимного влияния деформируемого образца и особенностей разрывной машины подобно тому, как отмечалось в работе [7]. Наложение этих двух колебательных процессов в конечном итоге, по-видимому, и сказывается на результатах пластической деформации, а следовательно, и на значениях относительного сужения и удлинения образца.

Обнаруженный рост относительного удлинения образцов на разных машинах происходит практически при постоянном сужении (рис.1), это указывает на то, что в этих двух случаях по-разному развивается локализация пластической деформации. Зависимость развития локализации деформации от жесткости разрывной машины подтверждается также результатами работ

[12,13]. Поэтому, если говорить о возможном влиянии колебательных свойств системы на показатели пластичности образца, то оно имеет место именно при проявлении локализации и сказывается на характере ее развития.

Литература

1. Абрамов О.В., Гуревич Я.Б. Влияние ультразвука на структуру и свойства чистых металлов. // Физ.-хим.обработка материалов, 1972, №5. С.64-67.
2. Казанцев В.Ф. Физические основы воздействия ультразвуковых колебаний на процесс пластического деформирования. / Тр. Моек. Ин-та стали и сплавов, 1981, №132. С.91-96.
3. Панченко Е.В., Мищенко Ю.И., Арбатская А.С. Влияние ультразвука на структуру сплава АМгб при сверхпластической деформации. // Металловедение и термическая обработка металлов, 1978, №1. С. 13-64.
4. Мироненко Ю.П., Пресняков А.А., Рошупкин В.Г. Влияние податливости разрывной машины на развитие сверхпластичности эвтектоида алюминий-цинк. // Заводская лаборатория, 1978, №4. С.44-45.
5. Superplasticity and structure of aluminium / V.A. Lichachev, M.M. Myshlyaev, S.S. Olevskii, T.N. Chuchman. // Acta met., 1974, N7, p.22-30.
6. Otsuka Masakica HOriuchi Ryo. // J. Jap. Inst. Light Metals, 1977, 27, N2, p.85-101
7. Dripke M. Wechselbeziehungen zwiseken Probe und Prufmaschchime beim Zugversuch. // Berg und Huttenmasche Monatsheft. 1977, 122, H.7, S. 275-279.
8. Тимошенко С.П. Колебания в инженерном деле. М.: Наука, 1967.
9. Lonat N. On the Portevin-le-Chatelier effect. // Scr. Met., 1981, 15, N 11, p.1167-1170.
10. Смирнов Е.Г., Бухатин О.В., Медведев Б.М. Изучение особенностей выделения акустической эмиссии при статическом деформировании алюминиевых сплавов. // Известия АН СССР. Металлы, 1980, № 5. С.66-71.
11. Регистрация импульсов акустической эмиссии, возникающих при пластической деформации металлов / С.Е. Барышев, В.А. Пилуй, В.Д. Жуков и др. // Технология легких сплавов, 1973, №7. С.73-76.
12. Ломакин Е.В., Мельпанов А.Ф. Поведение малоуглеродистых сталей при растяжении. // Механика твердого тела, 1971, № 4.
13. Wielke V. Activation volume and machive stiffness.// Scr. Met., 1977, 11, N 1,p. 7-89.

Институт органического катализа и электрохимии АН КазССР Поступила 10.08.82.

5.5. Энергетический фактор развития процесса пластической деформации, обусловленный амплитудно-частотными характеристиками системы нагружения. [Б.К. Кенжалиев, Н.Н. Мофа, Т.В. Черноглазова, А.С. Дегтярева, Г.Г. Курапов, Б.Т. Мамытов // Сборник трудов ИМиО «Создание научных основ принципиально новых химических и металлургических технологий, адаптированных к сырьевой базе Казахстана, Алматы, 2003. С.349-351]

Возможность использовать материалы для реальных деталей машин и конструкций оценивается по их показателям свойств, определяемым в лабораторных условиях. Однако известны случаи несоответствия справочных данных и служебных характеристик технических металлов и сплавов. Одним из факторов, определяющих особенности поведения материала при конкретных условиях эксплуатации, является, накопление и реализация упругой потенциальной энергии системы, находящейся под нагрузкой [1]. При проведении, исследовательских работ этот факт проявляется в том, что использование машин разной жесткости приводит к получению различных значений показателей механических свойств, как по прочности, так и по пластичности [2]. Запасенная упругая энергия при разгрузке машины передается образцу, что вызывает, изменение скорости деформации и действующего на образец усилия.

Снижение нагрузки в процессе деформации приводит к тому, что упругая потенциальная энергия, величина которой определяется жесткостью машины, переходит в кинетическую энергию деформируемого образца. Такая перекачка энергии существенным образом влияет на развитие пластической деформации. Для хрупких материалов, как известно [1], это приводит к изменению скорости развития магистральной трещины и, чем более жесткая система, тем медленнее развивается трещина. Ранее [3] нами было получено, что для пластичных и сверхпластичных материалов, наоборот, чем больше запас упругой энергии машины, тем продолжительнее деформация, дополнительная энергия, для развития которой передается от испытательной машины при постепенной ее разгрузке. Осуществляется этот процесс посредством распространения упругих и упругопластических волн деформации.

В работе представлены результаты записи амплитудно-частотных характеристик колебаний системы образец-машина при растяжении образцов из материалов различной жесткости (от $4 \cdot 10^7$ до $1,5 \cdot 10^3$ Н/м). Исследования проводили на машинах, жесткость упругого элемента которых менялась от $7 \cdot 10$ до $2 \cdot 10^8$ Н/м. При этом жесткость машины в целом составляла $0,2 \cdot 10^6$ - $0,2 \cdot 10^7$ Н/м. Получено, что энергетическая плотность регистрируемых колебаний, т.е. площадь под кривой амплитуда - частота в диапазоне 20- 2000 Гц, изменяется в зависимости от соотношения жесткости машины и образца (рис.1).

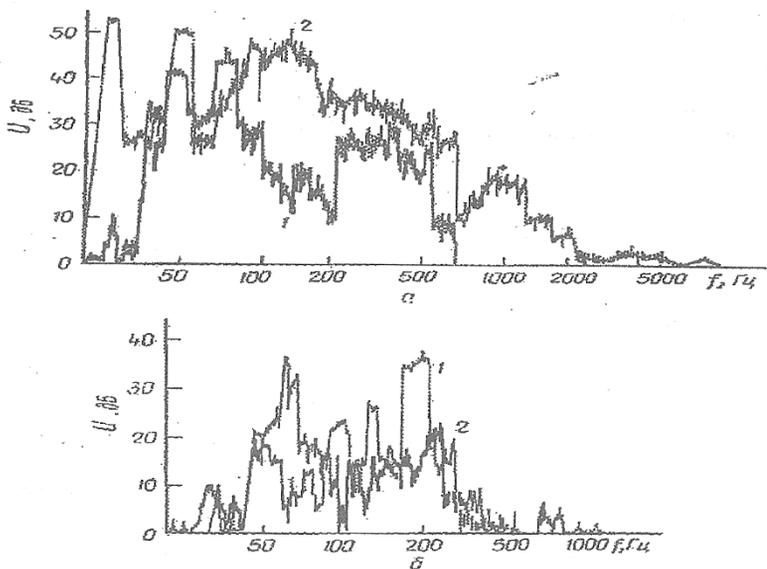


Рис. 1. Амплитудно-частотные характеристики механических колебаний при деформации медных образцов (а) на мягкой 1 и жесткой 2 машинах, а также алюминиевых образцов (б) в начале растяжения 1 и перед разрушением 2 на мягкой машине.

С уменьшением упругих свойств образца уменьшается и энергетическая плотность колебаний. Величина ее может служить характеристикой энергетического состояния системы образец-машина (нагружающее устройство) в каждый конкретный момент деформации.

Получено, что для всех исследованных металлов (Си, Al, Sn, Pb, №, Zn) при растяжении существует вполне определенная частота собственных колебаний максимальной жесткости, т.е. имеет место явление резонанса механических колебаний при развитии пластической деформации в условиях растяжения. Амплитуда механических колебаний фиксированной частоты определяется отношением $P^{\wedge}K$, т.е. зависит от жесткости K и нагрузки P системы. Непрерывная запись изменений этой характеристики в процессе пластической деформации отражает перераспределение энергии между машиной и образцом и возможность реализации ее влияния на развитие деформации.

Установлено, что характер проявления резонанса в системе механического воздействия на образец зависит от кинетических условий нагружения. Повышение скорости нагружения от 4 до 50 мм/мин приводит к четко выраженной периодичности в изменении амплитуды регистрируемых колебаний. Полученные экспериментальные данные говорят в пользу того, что пластическую деформацию следует рассматривать как непрерыв-

ное развитие локализации деформации, сначала в виде «бегающей» шейки, а затем устойчивой шейки, характеристики которой изменяются с определенной периодичностью [4].

Результаты регистрации механических колебаний с деформируемого образца позволяют представить развитие локализации деформации как «волновой» процесс, требующий обязательной комбинации периодического возрастания упругой деформации, которая сопровождается быстрой пластической локальной деформацией, приводящей к снижению напряжения. Следствием этого является периодичность в изменении величины фиксируемых энергетических механических колебаний. Снижение мощности колебаний соответствует образованию волны локализации и развитию в ней деформации. Отсюда следует, что часть упругой энергии системы расходуется на изменение состояния материала в области локализации деформации. Существует определенная зависимость **между** величиной передаваемой от нагружающего устройства (машины) к образцу упругой энергии, размерами зоны локализации и интенсивностью развития в ней пластического течения металла. Периодичность в изменении амплитуды регистрируемых колебаний определенной частоты отражает стадийный характер развития локализации деформации. Завершающий этап деформации для большинства пластичных металлов и сплавов характеризуется снижением уровня высокочастотных колебаний.

Литература

1. Тимошенко С.П. Колебания в инженерном деле. М, 1967.
2. Мироненко Ю.П., Пресняков А.А., Рощупкин В.Г. Влияние податливости разрывной машины на развитие сверхпластичности эвтектоида алюминий-цинк. // Заводская лаборатория. 1978, №4. С. 44-45.
3. Пресняков А.А., Мофа Н.Н., Аубакирова Р.К., Куличенко П.И., Дегтярева А.С. О влиянии жесткости испытательной машины на механические свойства материалов. // Проблемы прочности. 1984, № 2. С.
4. Мофа Н.Н. Локализация деформации алюминия и некоторых его сплавов.: Автореф. дис. канд. техн. наук. М., 1983.

6. НЕРАВНОВЕСНОСТЬ И САМООРГАНИЗАЦИЯ СТРУКТУР В ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ СИСТЕМАХ

Современные знания о развитии процессов пластического течения неразрывно связаны с законами развития открытых систем, где изменение и создание нового вещества определяется процессами самоорганизации, развитие которых обусловлено суммарным воздействием внешних факторов. Наиболее наглядно и достаточно полно эти закономерности изучены для металлических расплавов. Если принять за неоспоримый факт, что в процессе пластического течения в локальных областях деформируемого объекта происходит разрушение структуры вплоть до ее аморфизации (т.е. переход в квазжидкое состояние), и затем кристаллизация из нее новых форм, то закономерности, установленные для расплавов становятся естественно применимыми и для твердых систем.

В данном разделе сборника представлены статьи, которые в своей совокупности позволяют показать самоорганизацию вещества в высокотемпературных расплавах и проследить общность в поведении материалов, представляющих неравновесную термодинамическую систему. Показано, что процесс пластического течения деформируемого твердого тела есть отражение возникновения неравновесности и самоорганизации структур в зонах локализации деформации.

6.1. Процессы самоорганизации в высокотемпературных оксидных расплавах [Сулейменов Э.Н. Неравновесность и неустойчивость в эволюции динамических систем в природе, Алматы. Гылым, 1998, С. 174-180]

Показано, что возникновение надмолекулярных образований в высокотемпературных жидких расплавах определяет их электропроводность, которая носит существенно анизотропный характер. Проблемы самоорганизации в высокотемпературных расплавах играют важную роль в практическом осуществлении пирометаллургических процессов, особенно барботажных технологий, которые распространены в современной металлургии.

Ряд экспериментальных данных [1] позволяет считать, что структура расплава на микроуровне существенно более сложная, чем это вытекает из широко распространенных представлений ионной теории [2]. В работе [1] было установлено, что при переходе оксидного расплава из жидкого состояния в твердое имеет место непрерывный ряд структурных модификаций, причем то или иное состояние может реализовываться только в узком температурном интервале. Существенно, что фазовый переход первого рода далеко не всегда приводит к кардинальным изменениям температурной зависимости электропроводности оксидной системы. Исходя из этого в работе [1] был сделан вывод о существовании сравнительно крупных агломератов частиц, проводимость которых может сходным образом прояв-

ляться в проводимости образца, находящегося как в твердом, так и в жидком состоянии. Этот вывод подтверждается также появлением крупномасштабных неоднородностей в оксидном расплаве при воздействии на него скрещенных электромагнитных полей [3].

Таким образом, результаты работ [1-3] позволяют говорить о существовании в высокотемпературной оксидной жидкости определенных, достаточно крупных агрегатов, которые, например, под воздействием внешних условий способны либо претерпевать структурные изменения, либо агломерироваться с образованием макронеоднородностей. Поскольку электропроводность расплава является одним из наиболее чувствительных по отношению к структурным трансформациям свойств, и поскольку, как это показывает эксперимент, такие трансформации происходят в очень узких температурных интервалах, то мы действительно имеем дело с процессами самоорганизационного характера. Наблюдаемое значение проводимости определяется не только структурой отдельных микроагрегатов, но и их взаимным расположением по отношению друг к другу. Такое расположение можно искусственно варьировать, например, под воздействием электрического тока. Более того, создание некоторых предпочтительных конфигураций способно вызывать искусственное возникновение макронеоднородностей [3]. Поскольку образовавшиеся неоднородности могут быть обогащены по ценной компоненте, то очевидно практическое значение направленного использования процессов самоорганизации в химикометаллургических технологиях.

В этой статье изложены экспериментальные результаты по организации различных структур в расплавах под влиянием изменения температуры, механических колебаний и переменных электромагнитных полей. Показано, что сделанный в работе [1] вывод о молекулярном механизме электропроводности высокотемпературных расплавов находится в тесной связи с представлениями о структурных трансформациях как о процессах самоорганизации и наблюдающиеся в эксперименте явления можно объяснить рассматривая каждую структурную единицу расплава как некое надмолекулярное образование, способное к агрегированию и дезагрегированию и обладающее анизотропной электропроводностью.

Состав синтетических шлаков, которые были исследованы в эксперименте, приведен в таблице 1.

Нами исследовалось поведение шлаков этих составов под влиянием внешних воздействий различных типов: механических колебаний, переменных магнитных и электрических полей. Общим для всех типов воздействия на систему является создание условий, в которых разрушаются над-молекулярные агрегаты, характерные для таких условий и, следовательно, облегчается образование агрегатов иного типа, характер связей между которыми определяется уже ориентационными и сферическими факторами. Образование таких, более упорядоченных надмолекулярных агрегатов проявляется, как правило, в изменении макроскопического состояния системы в целом.

Таблица 1. Состав исследованных синтетических шлаков, мас. %.

№	SiO ₂	Al ₂ O ₃	FeO+FeO ₃	CaO	Fe(Мет)	Невязка баланса	Температура плавления, °С
1	24,73	8,02	52,20	14,80	0,24	-0,01	1180
2	38,7	10,88	35,92	14,55	0,02	+0,03	1220
3	41,44	10,48	17,04	32,37	0,32	+1,01	
4	46,38	18,18	10,15	25,26		+0,03	1190
5	44,18	20,32	5,73	29,83	-	-0,03	1200
6	42,08	18,56		39,25	-	-0,02	1220
7	41,10	14,10	4,78	39,50	-	-0,52	1175
8	37,70	13,55	12,03	36,80	-	+0,13	1200
9	31,40	16,70	23,56	27,45	-	0,89	1230

При исследовании механических колебаний на расплав использовали навеску шлака 100-150 г., помещенную в алундовый тигель. Механическое воздействие подводилось к расплаву через молибденовый шуп диаметром 1,5 мм. При воздействии механических колебаний в течение нескольких десятков минут наблюдалась коацервация практически всех исследованных расплавов, за исключением шлака № 6, для которого существует близкое по оксидным составляющим химическое соединение. В эксперименте наблюдалось либо расслоение шлака на три слоя, либо образование макроструктур в объеме шлака. Так, шлак № 9 расслоился на три фракции, существенно отличающихся по химическому составу (табл.2).

Таблица 2. Коацервация оксидного расплава (шлак № 9) под воздействием механических колебаний (t=3Q мин; T=1350°С)

Положение	SiO ₂	CaO	Fe _{общ}	Al ₂ O ₃
Верхний слой	27,0	22,96	22,35	14,20
Средний слой	29,8	24,00	20,25	16,83
Нижний слой	28,84	22,40	20,41	16,40

Воздействие электромагнитных колебаний на оксидную систему дает сходную картину. Например, при воздействии на находящийся в лодочке расплав шлака № 3 импульсного тока (меандра) частотой 50 Гц протекало расслоение в соответствии с данными табл. 3.

Таблица 3. Химический состав расслоенного шлака под воздействием импульсного тока, мас. %

Положение	SiO ₂	CaO	FeO _{in}	Al ₂ O ₃
Катодное пространство	37,00	27,44	18,9	10,34
Анодное пространство	35,74	27,44	16,67	11,12
Середина лодочки	39,78	30,24	17,86	10,10

Аналогичный характер воздействия вибрационных и электромагнитных полей на оксидный расплав позволяет считать, что по крайней мере, на первом этапе процесса создаются условия, при которых разрушается надмолекулярная структура расплава, характерная для такого состава шлака и температуры. Этот этап создает необходимые предпосылки для дальнейшего развития процессов самоорганизации. Если гипотеза о существенной роли надмолекулярной структуры шлака верна, то на образование этих надмолекулярных комплексов не могут не оказывать влияния стерические факторы. Другими словами, ориентационные эффекты неизбежно должны проявиться и в макроскопическом поведении шлака.

Нами были запланированы направленные эксперименты по изучению влияния ориентации составляющих расплава на его электропроводность (отмечалось, что этот показатель наиболее чувствителен к модификации внутренней структуры шлака). Анизотропия проводимости является наиболее важным из всех свойств, которыми можно было наделить структурную единицу расплава. Действительно, предположение о не ионном характере проводимости расплава автоматически влечет за собой гипотезу о том, что некоторые атомы (скорее всего, атомы металлов) оказываются в состоянии принять и отдать заряд, будучи связанными и в отдельную химическую молекулу, и в более сложный надмолекулярный комплекс. Отсюда остается один шаг до предположения об анизотропии проводимости структурной единицы расплава, поскольку в зависимости от конкретной конфигурации агрегированной частицы атомы, ответственные за электропроводность, могут либо быть заэкранированными другими атомами, либо находиться в положении, максимально облегчающем транспорт заряда.

Проверить высказанную гипотезу можно, если попытаться искусственно удержать, структурированные надмолекулярные комплексы в состоянии с выделенной ориентацией (например, за счет наложения внешнего магнитного поля), а затем проследить за изменениями электропроводности при его резком отключении.

Эксперименты проводились по следующей методике. Тигель с расплавленным шлаком размещался внутри графитового соленоида, который одновременно служил и нагревательным элементом, и источником магнитного поля. Первоначальный шлак нагревали до температуры, существенно большей температуры плавления. Затем силу тока в соленоиде скачками изменяли до

значения, которое при стационарных условиях отвечало бы температуре системы на 10-20°C меньшей температуры плавления. В точке, достаточно близкой к температуре стационарного состояния, ток, в соленоиде отключался полностью, т.е. магнитное поле отключалось, когда шлак практически переходил в состояние со стационарной температурой.

На рис. 1 представлены изменения температуры остывающего образца шлака №7 (кривая 1) и электропроводности (кривая 2) во времени. Время отключения тока в соленоиде показано жирной линией. Из рисунка видно, что изменение температуры системы происходит монотонным образом как при отключении магнитного поля, так и при переходе через точку плавления. Напротив, электропроводность расплава испытывает скачок при отключении магнитного поля, а при переходе через температуру плавления ее изменение остается монотонным.

Из такого поведения электропроводности прежде всего следует что механизм проводимости расплавленного шлака не может быть интерпретирован в рамках модели электрической диссоциации. Действительно если бы появление проводимости было связано с диссоциацией молекул шлака при расплавлении, то проводимость при переходе через точку плавления менялась бы скачкообразно.

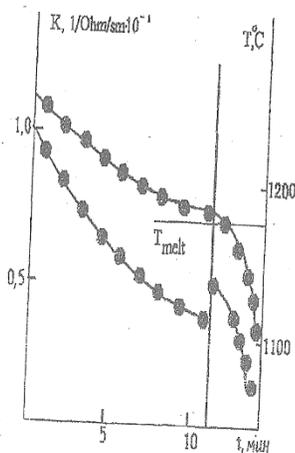


Рис. 1. Зависимость температуры и электропроводности остывающего образца шлака № 7 от времени при отключении магнитного поля.

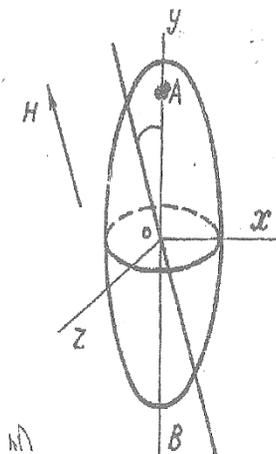


Рис. 2. Иллюстрация к ориентации эллипсоида проводимости во внешнем магнитном поле.

Скачкообразный характер изменения электропроводности легко может быть объяснен через анизотропию проводимости, отнесенный к лавным осям тензора анизотропии проводимости (рис. 2). При отсутствии теплового движения ориентация эллипсоида проводимости определяется только взаимодействием протекающего через него тока и магнитного поля.

Это взаимодействие носит достаточно сложный характер, поскольку протекающий через систему электрический ток заставляет, с одной стороны, так ориентироваться частицы, что направление, в котором их проводимость максимальна, стремится приблизиться к направлению силовых линий тока. С другой стороны, воздействие магнитного поля на такой элементарный проводник заставляет его менять ориентацию. Иначе говоря, ориентация проводящих анизотропных частиц, находящихся под воздействием магнитного поля, будет отличаться от ориентации, обеспечивающей максимальную электропроводность системы. Существование теплового движения приводит к некоторому разбросу ориентаций относительно выделенного направления. Это же движение способствует возвращению системы в состояние с ориентацией, отвечающей максимальной электропроводности при отключении магнитного поля. В эксперименте это проявляется как скачкообразное возрастание электропроводности при отключении тока в соленоиде.

Таким образом, экспериментально установлен анизотропный характер проводимости составляющих оксидного расплава. Как уже отмечалось, возможность возникновения анизотропии проводимости тесно связана с молекулярным характером электропроводности оксидных расплавов, при котором каждый атом, находящийся в составе молекулы, обладает способностью самостоятельно принимать и отдавать заряд, причем отдельные группы атомов могут служить своеобразным экраном для передачи заряда. Такой механизм передачи электрического тока создает серьезные предпосылки для возникновения процессов самоорганизации, поскольку образование надмолекулярных агрегатов самым существенным образом зависит от их взаимной ориентации. Легко предположить, что здесь могут существовать условия как для возникновения упорядоченных структур (образование макронеоднородностей), так и для перехода одних структур в другие.

Литература

1. Сулейменов И.Э., Сулейменов Э.Н. // Докл. МН-АН РК, 1997. № 2.С. 75.
2. Крестов Г.А. и др. Ионная сольватация. М., 1987. 320 с.
3. Сулейменов Э.Н., Кунаев А.М., Сулейменов И.Э. // Докл. АН СССР. 1991. Т. 318. С. 385.

6.2. Исследование динамической электропроводности многокомпонентных жидкофазных систем [Сулейменов Э.Н. Доклады Министерства науки - Академии наук Республики Казахстан, 1997, №6, с.23-26. Представлена академиком АН РК Л.П. Ни].

Исследование многокомпонентных жидкофазных систем, к которым, в частности, относятся высокотемпературные оксидные и оксисульфидные расплавы, имеет важное значение для совершенствования различных технологических процессов. Такие системы оказались весьма чувствительны-

ми к различным внешним воздействиям. Например, наложение переменного магнитного поля на расплав способно приводить к появлению макроскопических неоднородностей [1], состав и геометрия которых зависят не только от внешних условий, из-за чего расплав приобретает то или иное состояние, но и от пути, по которому это состояние было создано. Иначе говоря, многочисленные межмолекулярные взаимодействия, реализующиеся в указанных системах, могут приводить к появлению долгоживущего метастабильного состояния. Это делает затруднительным описание многокомпонентных жидкофазных систем методами классической термодинамики, так как одним и тем же внешним условиям могут отвечать состояния с различными характеристиками.

Следствием являются значительные трудности, возникающие при интерпретации экспериментальных данных, получаемых с помощью термического анализа, измерения электропроводности в стационарном состоянии и др. В большинстве работ по исследованиям структуры оксидных и окисульфидных систем кондуктометрическими методами [2] объект исследования приводится в стационарное состояние, а затем измеряется ее электропроводность. При этом теряется не только информация о пути, по которому развивалась система, но и возникают систематические ошибки, обусловленные появлением макронеоднородностей, т.е. измерение статической электропроводности в условиях, когда из микронеоднородностей формируются макронеоднородности, дает искаженную информацию о свойствах отдельных компонентов.

В еще большей степени образование локальных неоднородностей искажает картину, получаемую при термическом анализе, поскольку данные этого анализа заведомо относятся ко всей системе в целом. Уменьшение объема образца также в этом случае не приведет к успеху из-за того, что исследование образца (микрообразца) теряет репрезентативность по отношению к системам большего объема, используемым в металлургической практике. Специфика рассматриваемых систем делает невозможным и применение прямых методов поточечного пространственного зондирования образцов. Электроннозондовые методы неприменимы либо из-за высоких температур (зонды малого радиуса), либо из-за искажений, вносимых в исследуемую систему самим процессом измерения (зонды большого радиуса). Оптические методы трудно применять как вследствие методических сложностей, так и вследствие существования мощного собственного излучения образца в широком спектральном диапазоне.

Очевидна актуальность разработки таких методик получения и обработки экспериментальных данных, которые могли бы давать информацию о локальных структурных трансформациях в объеме исследуемой системы без внесения в нее дополнительных измерительных приспособлений. Поставленная задача может быть решена с помощью исследования кинетики формирования того или иного стационарного состояния. В качестве основной кинетической характеристики мы использовали динамическую электропроводность (электропроводность системы, регистрируемую во времени в политермическом режиме) и скорость изменения температуры — ее первую производную по времени.

Исследование динамических характеристик оксидной системы проводилось на примере синтетического расплава состава, %: SiO_2 -38,7; Al_2O_3 -10,38; $\text{Fe}_{\text{общ}}$ -35,92; CaO -14,55. содержание металлического железа в шлаке составляло 0,24%. Температура плавления данного шлака, установленная по

показаниям термического анализа, составляла 1120°C. Проводимость расплава или остывшего шлака регистрировалась с помощью обычного четырехзондового метода (3). Тигель, содержащий исследуемый шлак, помещался вовнутрь углеродной спирали, которая служила одновременно источником переменного магнитного поля. Температура регулировалась силой тока в спирали. Были получены временные зависимости температуры и электропроводности шлака при его спонтанном охлаждении.

Для упрощения процедуры измерений температурный интервал был разбит на три участка (АВ, ВС, СД, рис. 1., см. рис. 1 предыдущей статьи данного сборника)). Начальные точки каждого из них отвечают стационарному состоянию системы при отмеченных температурах (кривая 1 - зависимость T от t , кривая 2 — зависимость k от t). Видно, что релаксация системы к стационарному состоянию происходит по закону, близкому к экспоненциальному. Теоретический вид этой зависимости можно получить из решения классической задачи теплопроводности [4] или задачи Стефана [5], записанной с учетом возможных затрат энергии на структурные трансформации внутри шлака, подобно тому, как это было проделано в [5] для диффузионной задачи. Граничные условия для них могут быть записаны в виде $T_s = T_{max}$, $t < 0$; $T^* = T_s$, $t = 0$), где T_s - температура контура нагревателя (полагая, что релаксация температуры в нагревателе существенно быстрее, чем в нагреваемом образце). Если при изменении температуры от T_{max} до $T_{ш}$, внутри рассматриваемой системы не происходит ни фазовых переходов, ни иных структурных изменений, то решения задачи теплопроводности и модифицированной задачи Стефана в приближении главной диффузионной моды приводят к одному и тому же результату: независимо от конкретной геометрии экспериментальной установки и точки измерения температуры, последняя релаксирует к стационарному значению как экспонента $T - T_{ш} \sim (1 + \exp(-t/\tau))$. Причем постоянная времени τ зависит как от геометрии установки, так и от характеризующих систему термических констант (теплопроводность, теплоемкость) т.е. постоянство экспериментальной величины в некотором интервале температур означает, что в нем не происходит структурных преобразований, связанных с термическими эффектами. Очевидно, в этих условиях зависимость $\ln(T - T_{ш})$ от времени должна быть линейной. В другом предельном случае, когда структурное изменение происходит скачком, она должна быть ломаной линией.

В реальной ситуации поверхностные слои образца могут остывать быстрее внутренних. Кроме того, скорость охлаждения может меняться из-за появления макроскопических зон с различными значениями теплопроводности и теплоемкости. Поэтому при обработке экспериментальных

данных более корректно пользоваться зависимостью скорости изменения температуры от температуры $dT/dt(T)$. Легко видеть, что при постоянстве термических характеристик в исследуемом интервале температур эта зависимость также характеризуется прямой линией, а при скачкообразном изменении - ломанной. Если же структурная трансформация происходит постепенно, или же в процесс вмешивается образование макроскопических неоднородностей, то по ширине температурного интервала, в котором зависимость $dT/dt(T)$ отклоняется от прямой, можно судить о моментах начала и завершения структурной трансформации. Другими словами, любое, в том числе и локальное, изменение термических коэффициентов системы будет проявляться на этой зависимости.

Результаты численного дифференцирования для каждого из участков политермической релаксации представлены на рис. 2 (а- соответствует участку АВ на рис. 1, б- участку ВС, в- участку СД). На тех же рисунках представлены зависимости $\kappa(T)$ в соответствующих температурных диапазонах. Для всех трех участков имеют место отклонения линейной зависимости $dT/dt(T)$. Для интеграла с максимальной температурой (рис. 2,а) они выражаются как разрыв линейной зависимости, причем значение постоянной времени (котангенс угла наклона прямой к оси абсцисс) остается приблизительно постоянным. Для участка ВС переход от одного значения постоянной времени к другому не является столь выраженным: процесс трансформации структуры протекает в сравнительно широком диапазоне температур. Наиболее выраженные изменения происходят на участке СД, где меняется знак котангенса угла наклона.

Из рис. 2 также видно, что температурные зависимости динамической электропроводности обладают выраженными особыми точками. На а,б,в они показаны через пересечения касательных к кривой $\kappa(T)$, значения температур, отвечающих этим точкам, отмечены пунктирными линиями. Видно, что температуры, при которых возникают особенности динамической электропроводности, укладываются в интервалы температур, где происходит перестройка структуры расплава. Очевидно, измерение динамической электропроводности несет в себе информацию о любых (локальных или глобальных) видоизменениях структуры шлака.

Чисто термометрические измерения (к которым, безусловно, относится регистрация зависимости $dT/dt(T)$) не могут дать точное значение температуры изменения структуры расплава - здесь можно указать только диапазон температур, внутри которого лежит такая точка. А динамическая электропроводность дает такое значение достаточно точно. Отметим, что численное значение угла наклона касательных к кривой $\kappa(T)$ в окрестностях особых точек зависит не только от структуры расплава, но и от характера изменений внешних условий (в частности, от перепада температур от T_{max} до T_{min}). Поэтому с точки зрения анализа структуры расплавов, интерес представляют в основном значения температур особых точек зависимости $\kappa(T)$.

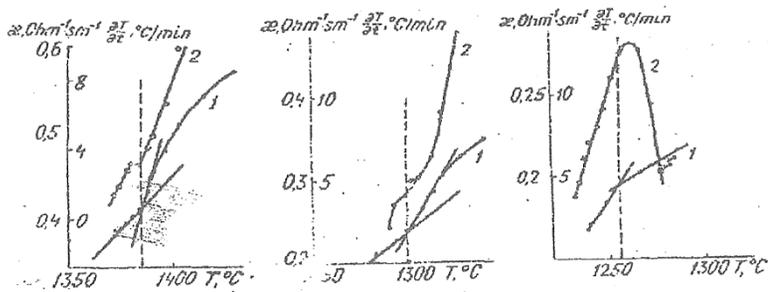


Рис. 2. Зависимость электропроводности (1) и скорости изменения температуры (2) для участков АВ (а) БС (б) и СД (в). х - спонтанное увеличение электропроводности при постоянной температуре в течение 1 мин.

Различный характер поведения зависимости $dT/dt(T)$ в окрестности особых точек можно связать со знаком изменения производной dk/dT . На участке СД с понижением температуры величина dk/dT увеличивается и знак

$\frac{\partial}{\partial T} \left(\frac{dT}{dt} \right)$ меняется на противоположный. На участке ВС и АВ величина dk/dT с понижением температуры уменьшается и знак $\frac{\partial}{\partial T} \left(\frac{dT}{dt} \right)$

остаётся постоянным. Отмеченную особенность поведения динамической электропроводности можно связать с тем, что в окрестностях точки С существует метастабильное состояние. Оно иллюстрируется отрезком кривой динамической электропроводности, полученным для участка СД и для наглядности перенесённым на рис.2 в. О существовании метастабильного состояния свидетельствует также спонтанное увеличение электропроводности при постоянной температуре в конце участка ВС.

Итак, в работе показано, что в жидкофазной многокомпонентной системе могут протекать структурные изменения, выражающиеся как в термических эффектах, так и в появлении особенностей на кривой динамической электропроводности. Достоверность вывода о связи их с перестройкой структуры жидкости подтверждается хорошим согласием численных значений характерных температур, по данным термометрических и кондуктометрических методов. Предложенный метод пригоден как для однородных по объёму систем, так и для систем, в которых формируются макронеоднородности.

С физико-химической точки зрения существование разнообразных структурных изменений в жидкой фазе указывает на некорректность модели электролитической диссоциации для интерпретации полученных данных и выявления механизма электропроводности жидкости.

Литература

1. Сулейменов Э.Н. Поляризационная капля жидкости под действием переменного электромагнитного тока // Доклады АН СССР. 1991. Т. 318. № 2. С. 385-388.
2. Антропов Л.И. Теоретическая электрохимия. М., 1984. 519 с.
3. Лопатин Б.А. Кондуктометрия. Новосибирск, 1964. 280 с.
4. Владимиров В.С. Уравнения математической физики. М., 1981. 315 с.
5. Будтов В.П., Сулейменов И.Э. и др. Диффузия реакционноспособного агента через матрицу наполненную ингибитором // Высокомолекулярные соединения. Серия А., Т. 37. № 10. 1995. С. 1720-1727.

Институт ионосферы МН-АН РК

Институт металлургии и обогащения НЦ КПМС МН-АН РК.

6.3. Исследование электропроводности оксидных систем при фазовых переходах [Э.Н. Сулейменов // Доклады Министерства науки - Академии Наук Республики Казахстан, 1997, №6, с.23-28]

Явления, сопровождающие переход из жидкого состояния в твердое, отличаются многообразием и описываются с применением различных подходов. Наиболее известны ионная [1] и молекулярная [2] теории растворения (расплавления) твердых веществ, которое можно рассматривать как взаимно противоположные. Модель ионного растворения (электролитической диссоциации) предполагает полное разупорядочение взаимодействий между структурными составляющими твердого тела, а молекулярного растворения (расплавления) - сохранение внутримолекулярных ковалентных связей. Эти модели жестко коррелируют с представлениями о строении твердого вещества: в первой химическая связь классифицируется как «ионная» (соли щелочных металлов), во второй - как чисто ковалентная (элементарный йод в спиртовом растворе). Очевидно, указанные случаи являются предельными с современной точки зрения, предполагающей, что чисто «ионной» или чисто «ковалентной» связи не существует [3], поэтому они допускают сравнительно простое описание фазовых переходов.

Высокотемпературные оксидные системы имеют некоторые преимущества при изучении фазовых переходов [4]. Кроме того, они представляют практический интерес (металлургические шлаки) и в исследовательском плане интересны как системы переменного состава с промежуточными типами химической связи. Для таких веществ структура твердой, а тем более жидкой фазы в настоящее время окончательно не установлена. Отсюда исследование особенностей электропроводности при переходе оксидной системы из твердого состояния в жидкое и наоборот приобретает несомненную актуальность. Процесс растворения или расплавления в

принципе позволяет вычлнить те структурные элементы, которые отвечают за транспорт электрического разряда через вещество.

В настоящей работе анализируется характер электропроводности оксидной системы путем сопоставления изменений, протекающих при переходе вещества из одного состояния в другое, с таковыми внутри отдельной фазы.

В качестве объекта исследований использовались синтетические оксидные шлаки, состав которых приводится ниже:

Тип ишака	SiO ₂	Al ₂ O ₃	FCобм.	CaO	S	Fe _{M<gr}	Тпл. °С
1	24,73	8,02	52,20	14,80	0	0,24	1160
2	38,70	10,38	35,92	14,55	0	0,02	1120

Электропроводность расплава регистрировали обычным четырехзондовым методом [5]. Тигель с исследуемым шлаком помещали вовнутрь углеродной нагревательной спирали, в которой температура шлака регулировалась изменением силы тока. Расчет постоянной ячейки проводили эталонным методом с использованием различных веществ (оксид бора, хлористые соли и др.). Исследовался шлак с высоким (1) и низким (2) содержанием железа, что и позволило рассмотреть поведение проводимости шлака в температурном интервале, далеком от фазового перехода первого рода (шлак 2) и содержащем точку плавления (шлак 1). Интервал изменения электропроводности при этом сохранялся. Температура плавления шлака определялась по данным термического анализа.

Регистрация электропроводности проводилась в динамическом режиме, т.е. температура изменялась непрерывно без достижения стационарного состояния. Это позволило, с одной стороны, проводить непрерывную регистрацию электропроводности при переходе шлака из одной фазы в другую; с другой - судить о локальных изменениях, протекающих как в жидкой, так и в твердой фазах. Методы классического термического анализа позволяют судить о структурных изменениях системы в целом. То же относится и к методам, основанным на измерении статической электропроводности, когда система предварительно приводится в стационарное состояние. Мы же анализировали преимущественно локальные структурные изменения, поскольку образование макронеоднородностей [6] может существенно исказить картину поведения системы. При образовании в системе макронеоднородностей статическая электропроводность зависит от их взаимного расположения.

На рис. 1 представлены зависимости температуры и электропроводности ишака 2 от времени, зарегистрированные в динамическом режиме (кривые 1 и 2, соответственно). Исследуемый диапазон температур разбит на три интервала, крайние точки которых соответствуют стационарным состояниям системы. Внутри каждого интервала протекает спонтанное охлаждение ишака от одного значения температуры до другого по близкому к экспоненциальному закону (участки АВ, ВС, СД).

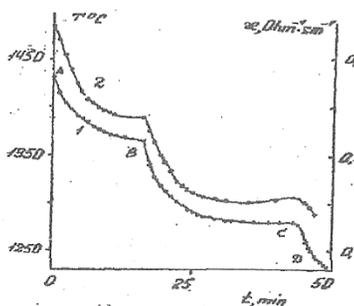


Рис. 1. Изменение температуры (кривая 1) и электропроводности (кривая 2) шлака 2 во времени. На участках АВ, ВС, СД происходит спонтанное охлаждение расплава.

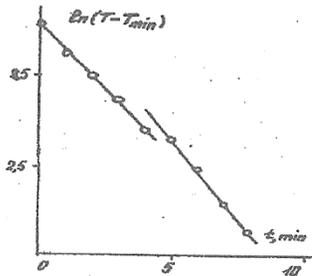


Рис. 2. Пример проявления особенности на временной зависимости температуры при спонтанном охлаждении шлака № 2.

Постоянная времени, определяющая скорость перехода системы от одного стационарного состояния в другое, зависит от теплопроводности и теплоемкости соединений, существующих в шлаке при данной температуре. Если в исследуемом интервале температур структурные изменения не протекают, то постоянная времени соответствующей экспоненты не изменяется. При этом зависимость величины $1/\rho(T-T_{ст})$ от времени должна быть линейной. Напротив, если внутри исследуемого интервала происходит изменение структуры шлака, то в соответствующий момент должно происходить изменение постоянной времени.

Экспериментально полученная зависимость $1/\rho(T-T_{ст})$ для участка АВ представлена на рис. 1. Видно, что имеет разрыв линейной зависимости, который можно связать со структурными изменениями, протекающими при $T \sim 1385^\circ\text{C}$. Аналогичные построения для участков ВС и СД дают значения температур структурных изменений, приближенно равные 1300°C и 1263°C .

Значения зависимости динамической электропроводности от температуры для шлаков 1 и 2 представлены на рис. 3, а и б соответственно. Используются координаты $(\ln \kappa \sim 1/T_{абс})$. В них линейный ход указанной зависимости отвечает выполнению правила $\kappa = \kappa_0 \exp(-E/kT)$, где E есть энергия, характерная для каждого отдельного соединения с определенной структурой. Прямолинейные участки на рис. 3 можно отнести к интервалам температур, в которых не происходит структурных изменений. Здесь указаны также температуры структурных трансформаций, полученные по данным аналогичных (рис. 2).

Из рис. 3 видно, что зависимость динамической электропроводности от температуры в определенных интервалах отличается от прямолинейной

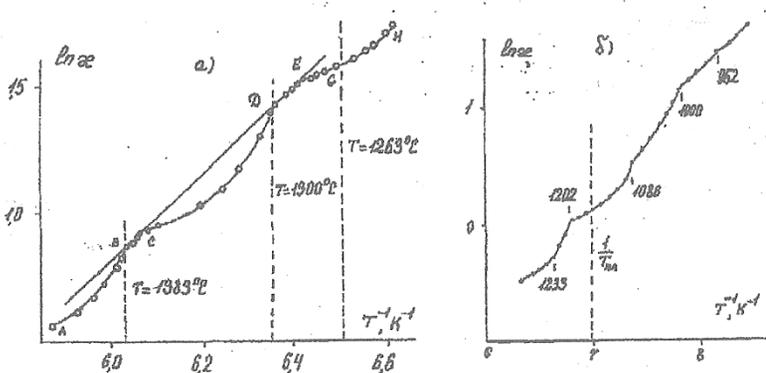


Рис. 3. Зависимость электропроводности шлака № 2 (а) и шлака 1 (б) от температуры в координатах $(\ln, k, 1/T)$.

Это можно связать с неоднородностью структурных трансформаций внутри объема системы, т.е. точки, в которых характер кривой меняется с петлеобразного на линейный, отвечают температурам начала или завершения структурных изменений (точки В и Д на рис. 3, а). Монотонный ход кривой температурной зависимости электропроводности на участке АВ, СД и ГН свидетельствует, что в этих интервалах температур структурных изменений внутри расплавленного шлака не происходит. Здесь может только завершаться процесс, начавшийся при температурах, отвечающих конечным точкам. Этот вывод следует из сопоставления температур структурных преобразований (например, рис. 2) с температурами особых точек кривой динамической электропроводности (рис. 3, а).

Аналогичный вывод можно сделать для шлака 1 (рис. 3, б). Видно, что кривая динамической электропроводности имеет целый ряд особых точек в твердом и жидком состоянии. Наиболее существенно обстоятельство, что ни одна из этих особенностей не приходится на температуру плавления шлака. Это означает, что хотя и в твердом, и в жидком состоянии могут происходить структурные изменения, при которых меняется характер электропроводности шлака, они не протекают при фазовом переходе первого рода.

В работе экспериментально показано, что регистрация динамической электропроводности позволяет выявить структурные трансформации, обусловленные изменением температуры. При этом изменение структуры, протекающее при фазовом переходе первого рода, не обязательно сказывается на характере электропроводности. Такой факт можно интерпретировать только следующим образом:

- как в твердом, так и в жидком состоянии внутри оксидных систем существуют структурные элементы, определяющие характер электропроводности;

- эти структурные элементы могут претерпевать температурные изменения;

- макроскопическое состояние системы не обязательно связано с изменениями этих структурных единиц.

Отсюда следует, что модель электролитической диссоциации заведомо не пригодна для описания расплавленных (или вообще, жидких) систем. А исследование механизма их электропроводности в первую очередь требуют установления структуры жидкой фазы вблизи точек фазового перехода первого и второго рода.

Литература

1. Крестов Г.А. и др. Ионная сольватация. М., 1987. 320 с.
2. Егоров Б.Л. Метод физико-химического анализа формирования фаз многокомпонентных систем // Известия ВУЗов. Черная металлургия 1995. № 11. С. 15-19.
3. Горшков В.С. и др. Физическая химия силикатов и других тугоплавких соединений. М., 1988. 400 с.
4. Электрохимия. Прошедшие тридцать и будущие тридцать лет. /Г. Блум., Ф.М. Гутман. 1982. 368 с.
5. Лопатин Б.А. Кондуктометрия. Новосибирск. РИО СО АН СССР. 1964. 280 с.
6. Сулейменов Э.Н. и др. Поляризация капель жидкости под действием переменного электромагнитного поля // Доклады АН СССР Т 318. №2. С. 385-388.

6.4. Концепция физико-химической природы пластической деформации [Б.К. Кенжалиев, Г.Г. Курапов, Н.Н. Мофа, А.С. Дегтярёва, Т.В. Черноглазова, Б.Т. Мамытов, Э.Н. Сулейменов Сборник трудов ИМИО «Создание научных основ принципиально новых химических и металлургических технологий, адаптированных к сырьевой базе Казахстана», Алматы, 2003, -410 с.]

Пластическая деформация металлов - наиболее распространенный технологический способ получения заготовок и готовой про пусти Теоретические взгляды на протекание пластического течения металлов значительно менялись, причем в настоящее время равноправно сосуществуют несколько гипотез, зачастую имеющих в своей основе взаимоисключающие основополагающие воззрения. Одно из самых представительных направлений теории - формальное физико-математическое [1-3]. Главное в этих работах - аппроксимация законов упругой деформации в области упруго-пластических и больших пластических деформаций. В основе математических выводов лежат варианты закона Гука, применительно к пластическому течению металлов.

Для получения решаемых уравнений используются функции Лагранжа и тензорное исчисление. Однако при получении приемлемых для практики выражений необходимо дополнительно учитывать зависимость напряжения течения металла от температуры, зависимости между нормальными и касательными напряжениями, контактные условия на поверхности между инструментом и деформируемым металлом. При этом механизм природы пластического течения металлов объясняется зернограничным течением, двойникованием или движением дислокаций.

Формальный физико-математический подход к теории пластической деформации металлов [1,2] нашел свое отражение в разработке технологических процессов - прокатки, прессования, штамповки,ковки, волочения и т.д. Такой подход, в большинстве случаев оказался достаточно плодотворными, так как позволял, путем введения в получаемые уравнения эмпирических коэффициентов, решать многие

Различия и противоречия работ в области теории пластической деформации (особенно применительно к прокатке) касаются не природы процесса, а отличаются в подходе к формально-геометрическим построениям условий на контакте инструмент - деформируемый металл и зон течения в очаге деформации. Этим вопросам посвящены десятки монографий, тысячи статей, проведено большое количество научных конференций.

Параллельно с описанным выше направлением существовали и существуют другие гипотезы, связывающие пластическое течение металлов с физико-химическими процессами, с фазовыми переходами. Наличие фазовых превращений, сопровождающих пластическую деформацию металлов, отмечают многие авторы. Подробный анализ различных гипотез, проделанный в [4], дал авторам основание сделать вывод о физико-химической природе пластичности металлов. Опыты Кравз-Тарнавского, получившего при осадке стальных образцов ударной нагрузкой полосы мартенсита, работы Растегаева, ДзуЛугова и многих других экспериментально подтверждают наличие фазовых превращений при пластической деформации металлов. Однако, ввиду малого количества обнаруживаемой в образцах высокотемпературной фазы, считается, что её образование носит попутный, не основной характер при протекании пластического течения металла.

Развитие работ по сверхпластичности металлов [5-7] показало, что практически во всех случаях большие по величине деформации образцов однозначно связаны по температуре и концентрационно с фазовыми переходами. В этих работах сделана попытка связать математически процесс пластической деформации (сверхпластичность) с физикохимией. Основные положения авторов многих работ по сверхпластичности сводятся к математическому описанию равномерного течения образцов до момента образования шейки и с момента образования шейки.

Подробное исследование истинных текущих деформаций и напряжений проводил А.А. Пресняков с сотрудниками [6, 8, 9]. Применение фото- и киносъемки, особо чувствительных датчиков для измерения нагрузки позволило авторам выявить ранее никем не описанные детали такого процесса: образование временной шейки и ее перемещение по длине образца (бегущая шейка"), многократное образование шейки, чередующееся с равномерным течением металла в исходных шейках ("шейка в шейке"), резкое снижение сопротивления деформированию на определенных этапах развития процесса и повторное упрочнение металла. Оказалось, что даже при растяжении образцов из металлов и сплавов, у которых обычно не проявляется сверхпластичность, в определенных температурных интервалах и при соответствующих скоростях пластической деформации на отдельных участках образцов удлинение достигает несколько десятков тысяч процентов.

Вполне закономерно, что результаты исследований сверхпластичности дают все основания авторам считать процесс пластической деформации аналогичным аморфному течению. А.А. Пресняков ввел понятие «квазижидкого состояния», в работах других авторов используются различные реологические модели.

Во многих работах даны выводы в математическом виде, в той или иной мере позволяющие оценивать сверхпластичное состояние. Но широкого распространения за пределами исследовательских работ в области сверхпластичности эти выражения не получили. На наш взгляд, главная причина этого явления - большинство экспериментов, лежащих в основе математических выкладок, выполнены при растяжении образцов. Процесс растяжения, как показал А.А. Пресняков, является крайне неустойчивым, случайным по времени и месту образования шейки, по объемам металла, участвующих в деформации. С другой стороны, сказывается приверженность авторов к формально-физическому объяснению своих результатов, явно не укладывающихся в рамки этих гипотез.

Анализ литературы и состояние теоретических разработок в области пластической деформации позволяет сделать вывод, что в настоящее время происходит накопление экспериментальных данных для создания более полной теории, которая сможет обобщить противоречивые результаты в единую логическую форму. На наш взгляд, имеется достаточно предпосылок для прогнозирования развития теории больших пластических деформаций. Такого рода результаты исследований частично были известны ранее, но имели иную трактовку, другие появились в последнее время. Их можно разделить на следующие тематики:

I. *Взаимодействие* деформирующего инструмента и обрабатываемого металла.

В середине 60-х годов появился ряд статей, в которых было показано, что регистрируемые вибрационные колебания механизмов деформирования, например, станины и валков прокатного стана, являются не только функцией жесткости конструкции машины, но и определяются самим деформируемым металлом. Был выявлен ряд частотных диапазонов, но более четкого определения причин возникновения вибрации, связи её со структурой или

другими свойствами деформируемого металла получено не было. В работе [10] выявлена зависимость пластичности образцов и предела текучести от жесткости разрывной машины. В отдельных работах есть сведения о прохождении пластичности образцов через максимум при изменении жесткости разрывной машины.

Появился ряд работ о влиянии на характеристики пластической деформации наложения принудительного частотного воздействия на инструмент со звуковой или ультразвуковой частотой при проведении различных технологических процессов. Результаты получали неоднозначные. Положительные эффекты, как правило, объясняли уменьшением сил контактного трения.

Очень интересные результаты по влиянию контакта инструмент деформируемый металл были получены в ряде работ по осадке цилиндрических образцов с выточками («Растегаевские образцы»). Типичным является переход от бочкообразования к равномерной осадке при введении на контактную зону смазки. Эти данные дали возможность связать силы трения с образованием зоны затрудненной деформации и "кузнечным крестом" [4].

Анализ смазок, применяемых при технологических процессах пластической деформации, однозначно свидетельствует, что их использование тем более оправдано, чем ниже их теплопроводность. Есть сведения, что при горячей деформации сталей хорошей смазкой служит образующаяся окалина. Известен технологический процесс холодной прокатки спецстали, когда металл задается в валки между слоями оберточной бумаги.

2. *Проявление фазовых превращений в процессе пластической деформации.*

Выше мы перечислили ряд работ, в которых экспериментаторы наблюдали фазовые превращения в процессе протекания пластической деформации. Фаз образования мартенсита при холодной осадке свидетельствует о повышении температуры выше 900°C [4]. Очень четко проявляется однозначная зависимость между фазовыми превращениями или магнитным превращением у сталей (точка Кюри) со сверхпластичным течением. Существует даже методика, когда такое течение металла осуществляется при прохождении температуры превращения [5].

Обычно сомнения у теоретиков в вопросах достижения температур фазовых переходов возникают из-за несоответствия фактических энергетических затрат (работы деформации) работе превращения. Однако известно [12-14], что возникновение больших местных напряжений с увеличением скоростей перемещения смещают температуру превращений в сторону уменьшения в несколько раз. С другой стороны, для осуществления пластического течения металла достаточно участия в процессе разупрочнения лишь его части.

Рассуждая подобным образом, удалось использовать накапливаемое при реверсивной прокатке тепло в совокупности с работой деформации за очередной проход для снижения общего числа проходов. Оказалось что для бронзы Бр Оф 6,5-1,5 и БрКМЦ 3-1 при интенсивной реверсивной прокатке полос на стане «Дуо» с толщины 16 мм до 5 мм наблюдаются проходы, в

которых сопротивление деформации сплавов снижается до 50%. При сравнительно медленной прокатке с задержкой полос на рольганге перед очередным проходом имеет место классическое упрочнение бронз от степени деформации. Выявленный эффект позволил в промышленной технологии в условиях ОАО «Завод ОЦМ» сократить число проходов с 23 до 15.

Другие факторы, сопровождающие пластическую деформацию.

Одно из самых часто описываемых явлений - упрочнение металлов пропорционально степени деформации (наклеп). Несмотря на всестороннее изучение, в объяснении данного свойства металлов много неясного. Наиболее общепринятое объяснение - увеличение числа дислокаций, что поясняет и снижение плотности металлов. На рентгенограммах наклеп сопровождается размытием линий основной фазы. Нами был проведен расчет количества возможного образования высокотемпературной фазы в образцах по результатам изменения плотности разрывного образца, перед явленной в [15]. Оказалось, что такое изменение соответствует наличию около 4% высокотемпературной фазы, которая не может быть выявлена методом РФС, а проявляется в размытии линий.

По мере расширения методик, применяемых для изучения пластического течения металла, выясняется сложность и многофакторность этого явления. Процесс сопровождается целой гаммой излучений (от звуковых и ультракрасных до экзoeлектронной и нейтронной эмиссии), магнитными превращениями, изменением электросопротивления и пр. Складывается представление, что пластическое течение металла сопровождается фундаментальными физико-химическими изменениями природы твердого тела.

На основании проведенного анализа имеющихся литературных данных и собственных результатов исследований приходим к следующим основным выводам:

1. Пластическая деформация металлов является сложным физико-химическим процессом, осуществление которого возможно при нахождении части металла в очаге деформации в переходном состоянии.
2. Переходное состояние характеризуется нарушением кристаллических связей, аморфизацией, падением сопротивления деформации и сопровождается целым рядом (всеором) физических явлений.
3. Нахождение части металла в очаге деформации в переходном состоянии обратимо. Обратный переход сопровождается выделением тепла и лишь малое количество металла при средних скоростях деформации остается в виде закаленной высокотемпературной фазы, определяя степень наклепа.
4. Переходное состояние металла, ответственное за возможность протекания пластического течения, может быть связано как с температу

рой плавления, так и с одним или несколькими (поочередно) полиморфными или мономорфными превращениями.

5. Деформирующий инструмент (валки, бойки, волокна т.д.) являются передатчиками энергии к пластически деформируемому металлу и одновременно поверхностью активного обратного теплоотвода. В этом контексте границы области затрудненной деформации могут быть линиями изо термы, за пределами которой осуществляются соответствующие фазовые переходы.

6. Пластическая деформация по своей природе дискретна, ее частотно-амплитудные характеристики определяются как внутренними свойствами деформируемого металла, так и параметрами оборудования.

Литература

1. Ильюшин А. А. Механика сплошной среды. М, 1971.245 с.
2. Соколовский В.В. Теория пластичности. М., 1969.608 с.
3. Малинин Н.Н. Прикладная теория пластичности и ползучести. М., 1968.400 с.
4. Губкин С.И. Пластическая деформация металлов, М., 1961. 1. 1-э
5. Габскай М.В. Структурная сверхпластичность металлов. М., 1975. 272 с.
6. Пресняков А. А. Сверхпластичность металлов и сплавов. Алма-Ата, 1969.203 с.
7. Кайбышев О.А. Пластичность и сверхпластичность металлов. М., 1975.273 с.
8. Пресняков А.А. Локализация пластической деформации. Алма-Ата, 1981.122 с.
9. Пресняков А А Очаг деформации при обработке металлов давлением. Алма-Ата, 1988. 136с.
- Ю.Пресняков А.А., Мофа Н.Н., Куличенко П.М. и др. Влияние жесткости и испытательной машины на механические свойства материала. //Проблемы прочности. 1984. № 2. С. 109-112.
- П.Грудев А.П., Тилик В.Т. Технологические смазки в прокатном производстве. М., 1975. 338с.
- 12.Эпштпейн Г.Н., Кайбышев О.А. Высокоскоростная деформация и структура металлов М., 200с.
13. Шиняев А.Я. Фазовые превращения и свойства сплавов при высоком давлении. М.: 1973.155с.
14. Береснев Б.К, Мартынов Б. Д., Радионов КЛ. и др. Пластичность и прочность твердых тел при высоких давлениях. М., 1970.161 с.
15. Бочвар А.А. Металловедение. М., 1956.876с.

6.5. Новые принципы неравновесной термодинамики в металлургии и электрохимии [Сулейменов Э.Н., Сулейменов А.Э. В книге под редакцией Кенжалиева Б.К. «Создание научных основ химических и металлургических технологий», Алматы, С.78-86]

Дисциплины, изучающие принципиальные особенности открытых систем, бурно развиваются в последние десятилетия [1,2]. Это научное направление отнесено к числу приоритетных и в Казахстане [3].

Вместе с тем, несмотря на огромную популярность идей ИПригожина, уровень проработанности неравновесной термодинамики еще очень далек от того, который достигнут для равновесных систем. Попытки выработать концепцию, в рамках которой было бы возможно описывать неравновесные системы с той же степенью общности, что и равновесные, предпринимались неоднократно, их обзор и историю вопроса можно найти в [4]. Однако до настоящего времени реальное использование результатов, полученных в рамках этого научного направления, остается весьма ограниченным. Описать динамику конкретных систем с помощью формализма неравновесной термодинамики удастся только для весьма специфических объектов (например, полимерных гидрогелей Г51) в отдельных частных случаях.

На взгляд автора, такое положение дел связано с определенными методологическими недостатками, присущими современной трактовке понятия «энтропия». В настоящей работе предпринимается попытка показать, что переход к описанию неравновесных систем требует, в первую очередь пересмотра, а точнее, более широкого истолкования, этого понятия.

Дискутировать о существовании термина можно неограниченно долго. Более перспективным представляется путь, когда новое понятие (или более широкая трактовка существующего) возникает естественным образом при решении вполне конкретной задачи, как, скажем, при решении кепплеровой задачи появляется понятие приведенной массы двух тел.

Более конкретно, уже отчасти пройденный путь, который можно проследить на примере объекта, исследованного в [5], состоит в следующем. Как известно, термодинамические соотношения, описывающие системы, близкие к равновесным, могут быть получены самостоятельно. В частности, уравнения описывающие баланс давлений в системе гидрогель - раствор можно получить из термодинамики, как это делается в большинстве работ по данному вопросу. Однако, в [6] было показано, что полностью аналогичные соотношения можно получить и без привлечения термодинамических соображений. В диффузионной теории набухания гидрогелей [7] они возникают непосредственно из уравнений, описывающих макроскопическое движение заряженных ко- и контрионов. Иначе, благодаря активному теоретическому исследованию систем на основе полимерных гидрогелей за последние десять лет, сейчас уже можно утверждать, что термодинамические соотношения являются не чем иным, как интегралами движения для макроскопических уравнений, описывающих систему в равновесном пределе.

Установленное ранее соответствие между интегралами движения и термодинамическими потенциалами позволило осуществить следующий шаг

А именно, в [8,9] было показано, что интегралы (выражающие некоторые правила сохранения) могут быть получены прямо из уравнений, описывающих макроскопическое движение ионов для классической элек I рох ими ческой системы - раствора низкомолекулярной соли, через кош рую проходит постоянный электрический ток. При этом было установлено [8], что для доказательства указанного выше взаимно однозначного соответствия нет необходимости получить решения системы дифференциальных уравнений движения в явном виде.

Сопоставление полученных правил сохранения для неравновесного случая (отклонения от равновесия существуют заведомо, поскольку через раствор проходит электрический ток, что делает систему диссипативной) с известными термодинамическими соотношениями показывает, что «фактор открытости» сам по себе приводит к изменению термодинамических потенциалов рассматриваемой стационарной системы. Здесь «фактор открытости» трактуется следующим образом. Поток энергии в стационарную систему извне с точности равен потоку, выходящему из нее. Энергия системы в целом остается неизменной во времени. Однако это не значит, что ее термодинамические потенциалы также остаются постоянными величинами. Их изменение, протекающее наряду с возможными процессами самоорганизации и им подобными, вполне можно трактовать именно как проявление фактора открытости. Эта трактовка в настоящее время применяется для анализа глобального баланса энергии в атмосфере Земли [10].

В [8] было получено, что изменение химического потенциала растворенной компоненты оказывается прямо пропорциональной вкладываемой в раствор мощности:

$$\chi \Delta \mu_i = J_i \quad (1)$$

где $\Delta \mu_i$ - разность между химическими потенциалами i -той компоненты в открытой и замкнутой системе, J_i - мощность, вкладываемая внешним источником энергии, в пересчете на одну частицу. Величина « χ » представляет собой новый параметр, имеющий размерность, обратную времени, и названный в [8] термодинамической частотой.

Обратим внимание, что данный параметр возникает в теории [8] вообще без каких бы то ни было дополнительных соображений - только из анализа многократно проверенных уравнений диффузии.

Данное обстоятельство, по мнению автора, как раз и проливает свет на методологические недостатки подходов [11,12] и аналогичных им, а именно, в теориях, непосредственно основанных на принципе Онзагера, рассматривается только, производство энтропии. Это означает, что получаемые в таких теориях аналога термодинамических величин неизбежно будут иметь размерность мощности (плотности мощности, мощности, пересчитываемой на одну частицу и т.д.). Упрощенно говоря, если вместо безразмерной энтропии в рассмотрение вводит ее производство (Усек), то вместо энергии приходится брать мощность (единица энергии/сек). Тем самым из рассмотрения автоматически выпадает связь между изменениями термодинамических

потенциалов открытой системы по сравнению с замкнутой. А в том, что такая связь, выражаемая частотными параметрами, должна быть убеждает пример раствора низкомолекулярной соли [8], для анализа которого вообще не было задействовано никаких гипотез.

Другими словами, формализм неравновесной термодинамики, который мог бы стать полезными при решении конкретных электрохимических и металлургических задач, изначально должен содержать в себе возможность установления связи между изменениями термодинамических потенциалов (или их аналогами) и величинами материальных потоков, протекающих через открытую систему. Формулировка и анализ принципов экстремума энтропии и производства энтропии такую возможность дать не может. Это - величины, имеющие разную физическую размерность. Связать их друг с другом можно только через некоторую частоту², которую (коль скоро она относится к системе в целом) естественно трактовать как термодинамическую.

Выход из такого положения, по-видимому, можно найти, если обратиться к аналогиям с описанием сложных систем в экономике и экономической географии [13]. В этих дисциплинах энтропия изначально использовалось несколько с другой точки зрения. В экономике понятие «энергия» не занимает такого положения как в физике, поэтому разработчики экономико-географических подходов не были связаны трактовкой энтропии через вероятность реализации данного энергетического состояния. Оказалось, что становится весьма плодотворным подход, когда индивидуальный объект (например, транспортное средство) характеризуется конкретным набором величин (обобщенных ресурсов), а их распределение по системе, состоящей из многих объектов, описывается при помощи отыскания энтропийного функционала [13].

Эта аналогия становится вполне уместной, если вспомнить, что индивидуальные физические объекты (или объекты, которые могут быть сведены к индивидуальным квазичастицам) тоже могут характеризоваться не только одной лишь энергией. Аналогов обобщенных ресурсов может быть довольно много, а их выбор определяется спецификой конкретной задачи.

В таком контексте можно говорить, например, не только об энергетических, но и о потоковых состояниях. В данном случае в качестве индивидуального объекта можно рассматривать, например, пару сталкивающихся частиц. При этом сохраняется обобщенный ресурс - энергия, но также появляется еще один - потоковое состояние, определяемое передачей энергии от частицы одного сорта к другой в единичном акте рассеяния.

Отталкиваясь от представлений от потоковых состояниях, можно определить, по аналогии с описанием потоков в экосистемах [14], целый ряд новых термодинамических величин. Сделаем это на примере потоковой температуры, исключив для простоты из рассмотрения классическую температуру. Этот пример позволяет показать, что открытая система может характеризоваться несколькими различными температурами.

Будем, следуя [15], отталкиваться от классической формулировки понятия температуры. Подсчитаем кратность вырождения системы, обладающей фиксированной энергией U и состоящей из двух подсистем произвольной природы. Тогда можно записать выражение, связывающее логарифм кратности вырождения системы в целом с логарифмами кратности вырождения подсистем:

$$\sigma = \ln g(N, U) = \ln \left(\sum_{U_1} g_1(N_1, U_1) g_2(N_2, U_2) \right) \quad (2)$$

где суммирование производится по всем состояниям, отвечающим фиксированной полной энергии системы в целом.

Аргументация, позволяющая связать величину σ с энтропией рассматриваемой системы, состоит в следующем. Основной вклад в сумму, стоящую в правой части выражения (2) вносят слагаемые, для которых распределение энергии по подсистемам отвечает максимально вероятному. При этом для суммы (2) с высокой точностью справедлива запись

$$\sigma(U) = \ln(g_1 g_2)_{\max} \quad (3)$$

Несложные выкладки показывают, что максимальное значение слагаемого в формуле (2) достигается при выполнении условия

$$\left(\frac{\partial \ln g_1}{\partial U_1}\right)_{N_1} = \left(\frac{\partial \ln g_2}{\partial U_2}\right)_{N_2} \quad (4)$$

где считается, что полная энергия системы остается фиксированной. Величинам, стоящим в правой и левой части равенства (3), придается смысл обратной температуры подсистем 1 и 2 соответственно.

$$\frac{1}{\tau} = \left(\frac{\partial \ln g}{\partial U}\right)_N \quad (5)$$

Рассмотрим теперь макроскопическую совокупность каналов, по которым, может протекать обобщенный ресурс. Аналогом равновесия (в термодинамическом смысле) здесь является достижение наиболее вероятного распределение потоков обобщенного ресурса по каналам протекания. Упрощенно, возможность «обмена энергией» между двумя подсистемами здесь аналогична возможности обмена потоками. В случае термодинамических систем можно было говорить о свободном перераспределении энергии между подсистемами. Здесь - о свободном перераспределении потоков.

Будем характеризовать потоковое состояние подсистемы через его кратность вырождения - число способов, которым может быть реализовано состояние, обладающее данным значением потока через систему. Тогда кратность вырождения состояния системы в целом, по полной аналогии с классической статистической физикой может быть записана через сумму

$$\sigma = \ln g(N_1, J) = \ln \left(\sum_{U_i} g_1(N_1, J_1) g_2(N_2, J_2) \right), \quad (6)$$

где роль энергии играют потоки обобщенного ресурса. Следуя [15], мы используем логарифм кратности вырождения состояния, а не саму эту величину. Отыскивая экстремум слагаемых в данной сумме легко найти выражение для условия потокового равновесия и увидеть, что потоковую температуру можно определить полностью аналогично (5).

Однако предложенное обоснование потоковой температуры относится только к случаю, когда в рассматриваемой системе существует только канал передачи ресурса единственного вида. В подавляющем большинстве случаев открытые системы обладают большим числом связанных между собой различных каналов. Неравновесная система может обладать несколькими потоковыми температурами, и это принципиально отличает ее от замкнутой системы.

Поставим в соответствие рассматриваемой системе Q ориентированный граф Q , ребра которого отвечают каналам передачи обобщённого ресурса между элементами подсистем i и j . Введем в него формально еще две вершины (сток и исток) и соединим их дополнительным ребром, благодаря чему потоки через любую систему можно рассматривать как замкнутый

Будем говорить, что система Q находится в заданном потоковом состоянии, если зафиксированы величины всех потоков, отвечающих ребрам графа Q , используя при этом запись $\{J_{ij}\}$ для обозначения такой системы потоков и подразумевая, что индексы i, j пробегает все значения, отвечающие допустимым потокам

По аналогии с описанием замкнутой системы, будем характеризовать данное потоковое состояние кратностью вырождения $G(\{J_{ij}\})$ - числом способов, которым может быть реализовано данное потоковое состояние.

Будем говорить, что две открытые системы Q_1 и Q_2 квазиизолированы, если они обе характеризуется одним и тем же графом Q . Охарактеризуем данное потоковое состояние кратностью вырождения $G(\{J_{ij}\})$ - числом способов, которым может быть реализовано данное потоковое состояние. Тогда кратность вырождения объединенной подсистемы, находящейся в некотором потоковом состоянии $\{J_{ij}\}$ может быть выражена через кратности вырождения систем Q_1 и Q_2 как:

$$\sum_{\{J_{i,j}\}} G_1(\{J'_{i,j}\}) G_2(\{J_{i,j} - J'_{i,j}\}) \quad (7)$$

где суммирование производится по всем допустимым потоковым состояниям системы Q_1 .

Существенно, что потоки в системах Q_1 и Q_2 не являются независимыми. Для каждой вершины графа выполняется условие

$$\sum_{i=1}^N a_{i,j} J_{i,j} = 0, \forall j \quad (8) \quad \begin{matrix} \Gamma \\ \text{С} \end{matrix} \quad \begin{matrix} \text{!}, \text{ если верш} \\ \text{системы, в} \end{matrix}$$

неопределенных множителей Лагранжа, отыщем экстремум функционала:

$$F = G_1(\{J'_{i,j}\}) G_2(\{J_{i,j} - J'_{i,j}\}) + \sum_{j=1}^N a_j \sum_{i=1}^N a_{i,j} J_{i,j} \quad (9)$$

где a_i - неопределенные множители Лагранжа, значения которых можно установить из условий (2).

Дифференцируя (8) по совокупности переменных $\{J_{ij}\}$, получаем:

$$G_2(\{J_{i,j}^{\cdot}\}) \frac{\partial G_1}{\partial J_{i,j}^{\cdot}} - G_1(\{J_{i,j}^{\cdot}\}) \frac{\partial G_2}{\partial J_{i,j}^{\cdot}} + a_{i,j}(a_i - a_j) \quad (10)$$

Рассмотрим три некоторых вершины i, j, k , последовательно соединенные ребрами (i,j) , (j,k) . В этом случае $q_{ii} = q_{i>k} = 1$. Просуммируем почленно соотношения (10), относящиеся к выделенным вершинам. Име

$$G_2(\{J_{i,j}^{\cdot}\}) \frac{\partial G_1}{\partial J_{i,j}^{\cdot}} - G_1(\{J_{i,j}^{\cdot}\}) \frac{\partial G_2}{\partial J_{i,j}^{\cdot}} + G_2(\{J_{i,j}^{\cdot}\}) \frac{\partial G_1}{\partial J_{i,j}^{\cdot}} - G_1(\{J_{i,j}^{\cdot}\}) \frac{\partial G_2}{\partial J_{i,j}^{\cdot}} + (a_i - a_j) = 0 \quad (11)$$

Действуя по индукции, можно показать, что для любого пути, идущего от вершины i к вершине m , выполняется

$$\sum_{n(i,j \in l)}^m G_2(\{J_{i,j}^{\cdot}\}) \frac{\partial G_1}{\partial J_{i,j}^{\cdot}} - G_1(\{J_{i,j}^{\cdot}\}) \frac{\partial G_2}{\partial J_{i,j}^{\cdot}} = (a_m - a_n) \quad (12)$$

В свою очередь, это означает, что если суммирование равенств (10) проводить вдоль замкнутого контура с учетом направления обхода, то будет иметь место:

$$\sum_{i,j \in L} G_2(\{J_{i,j}^{\cdot}\}) \frac{\partial G_1}{\partial J_{i,j}^{\cdot}} - G_1(\{J_{i,j}^{\cdot}\}) \frac{\partial G_2}{\partial J_{i,j}^{\cdot}} = 0 \quad (13)$$

Заметим, что функции G_1 и G_2 описывают каждую из рассматриваемых систем в целом. Поэтому эти величины можно вынести из-под знака суммы, благодаря чему выражение (12) можно преобразовать к виду:

$$G_2(\{J_{i,j}^{\cdot}\}) \sum_{i,j \in L} \frac{\partial G_1}{\partial J_{i,j}^{\cdot}} = G_1(\{J_{i,j}^{\cdot}\}) \sum_{(i,j \in L)} \frac{\partial G_2}{\partial J_{i,j}^{\cdot}} \quad (14)$$

Разделив (14) на произведение $G_1 G_2$, получаем окончательное выражение, совпадающее по виду с условием равенства температур в закрытой системе.

$$\sum_{i,j \in L} \frac{\partial \ln G_1}{\partial J_{i,j}^{\cdot}} = \sum_{(i,j \in L)} \frac{\partial \ln G_2}{\partial J_{i,j}^{\cdot}} \quad (15)$$

Итак, условие потокового равновесия между двумя одинаковыми квазиизолированными системами можно сформулировать так. Суммы частных потоковых температур, взятых по каждому замкнутому контуру с учетом направления обхода, совпадают.

Таким образом, существует возможность корректного истолкования систем со многими температурами (реальные примеры таких систем более чем хорошо известны в физике плазмы /16/). На взгляд автора, многотемпературные системы имеют также непосредственное отношение и к теоретической металлургии как физике высокотемпературных конденсированных сред. Действительно, при температурах (в обычном смысле) порядка 1000 градусов переход электронов с одного энергетического уровня на другой приобретает высокую вероятность. Электроны в такой системе не являются полностью свободными, но в тоже время их нельзя однозначно трактовать как связанные. Иначе говоря, требуется разработка корректной теории, учитывающих поведение слабосвязанных электронов. Это представляет и непосредственный практический интерес, поскольку любой металлургический агрегат представляет собой открытую систему, в которой могут развиваться неустойчивости самых разных типов. Борьба с этими неустойчивостями может быть успешной только при детальном понимании их природы, что в свою очередь требует привлечения средств теории открытых систем.

Литература

1. Doi M. Kinetics of Non-Equilibrium Systems. Boca Raton. NY. 1994. 349 P.
2. Жданов В.М., Роддугин В.И. // Успехи физических наук. 1998. Т. 168. №4. С. 407-438.
3. Школьник В.С. // В кн. «Проблемы эволюции открытых систем. Вып. 4.» Алматы. 2002. С.3.
4. Базаров И.П., Геворкян Э.В., Николаев П.Н. Неравновесная термодинамика и физическая кинетика. М. Изд-во МГУ. 1989.240 С.
5. Tomari T., Doi M. // Makromolecules, 1995,28, 8334-8343.
6. Бектуров Е.А., Сулейменов И.Э. Полимерные гидрогели. Алматы. 1998. 240с.
7. Будтова Т.В., Сулейменов И.Э., Френкель С.Я. //Высокомолекулярное соединение. Б.1995 Т.37. №1. С. 147-153.
8. Сулейменов И.Э., Бектуров Е.А., Намвар Р.А.-А., Сулейменов ЭН ^ Доклады НАН РК, 2002, №2. С. 40-46.
9. Сулейменов И.Э, Намвар Р.А. // Вестник МОН и НАН РК. 2002. №4, С.48-54.
10. Изаков. М.Н. // Успехи физических наук. 1997. Т. 167. N10. С 1087 -

1094.

11. Выродов И.П. // Журнал физической химии. 1982. Т. 56. Вып. 6. С. 1329-1342.

12. Бахарева И.Ф. Нелинейная неравновесная термодинамика. Саратов. Изд-во Саратовского ун-та. 1976.82 С.

13. Вильсон Дж. Энтропийные методы моделирования сложных систем. М.: Мир. 1981.237с.

14. Suleimenov I.E. // Proceedings of International Conference "Development of Rehabilitation Methodology of Environment of Semipalatinsk Region Polluted by Nuclear Tests". Semipalatinsk, Kazakhstan, September 21-24, P. 78-80.

15. Киттель Ч. Статистическая термодинамика. М. Мир. 1977, С.336.

16. Голант В.Е., Жилинский А.П., Сахаров И.Е. Основы физики плазмы М., 1979.

7. ИЗМЕНЕНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ И ХИМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

7.1. Закономерности изменения электросопротивления при деформации бескислородной меди [Черноглазова Т В., Пресняков А А Мофа Н.И. // Вестник Академии Наук КазССР, Алма-Ата, 1985, № 10]

Изучение изменения физико-механических свойств металлов непосредственно в ходе пластической деформации при достаточно больших степенях ее развития представляет исключительный интерес, так как позволяет получить информацию о природе процессов, сопровождающих формоизменение вещества. Исследование образцов после деформирования дает сведения только об остаточных явлениях, вследствие чего интерпретация истинных процессов, развивающихся при пластической деформации, бывает затруднительна. Постановка экспериментов по регистрации показателей свойств металлов и сплавов в процессе деформации в ряде случаев осложняется из-за развития локализации деформации, которая, как известно [1-3], сопровождается существенным изменением структуры и свойств образца.

Нами были проведены эксперименты по изучению изменений одной из наиболее структурно-чувствительных характеристик металлов - удельного электросопротивления ρ в процессе значительных пластических деформации образцов, как до появления шейки, так и в процессе ее интенсивного развития. Для опытов использовалась бескислородная медь с содержанием металла 99,99-99,98 %, т.е. при концентрации всех присутствующих примесей в количестве не более 0,02%. Образцы были изготовлены из горячекатаных заготовок, т. е. без переплавки металла, так что чистота оставалась неизменной. Образцы имели форму цилиндра диаметром 6 мм с обработкой поверхности по 9-10 классу точности согласно ГОСТ 27789-73. После изготовления их отжигали при 600 С в течение 2 ч в аргоне с последующим охлаждением с печью до комнатной температуры. Измерения электросопротивления металла проводили при комнатной температуре на базах различной длины (от 1,5 до 35 мм) в процессе деформации в различных областях образца: как вне шейки, так и в пределах ее. Скорость движения, подвижного захвата машины составляла 4 мм/мин. Для непрерывного замера изменения электросопротивления меди в процессе деформации была создана специальная экспериментальная установка. Образец при растяжении находился в изолированных токоподводящих захватах испытательной машины, через него пропускался постоянный электрический ток плотностью 0,5 А/мм², величина, которого регулировалась. Известно [4], что плотность тока до 2 А/мм² не приводит к заметному разогреву металла. Падение напряжения на выбранной базе измеряли микровольтметром, применяемым в качестве преусилителя. Оно ооотношо поядка 10⁻³-10⁻⁴ В и записывалось потенциометром КСП-4 (для удобства расчетов шкала последнего была, проградуирована в единицах сопротивления - Ом). Для градуировки использовали эталонный медный образец диаметром 6 и длиной 100 мм, на

котором было создано десять базовых длин с сопротивлением от 6 до 600×10^6 Ом см, предварительно измеренных на мосте сопротивления Р309, класса точности 0,5. Одновременно с электросопротивлением определяли и фиксировали нагрузку на образец, его форму и геометрические размеры. Расчет удельного электросопротивления проводили по формуле $\rho_r = R \cdot V / l$, где ρ_r - среднее текущее удельное сопротивление в пределах избранной базы измерения, R , - текущее значение сопротивления,

$V = \text{const}$ - объем базы, l - текущая длина исследуемого участка образца. Ошибка определения удельного, электросопротивления не превышала 3 %.

На рисунке приведены данные об изменениях нагрузки P , длины, исследуемой базы измерения l_6 , абсолютного и относительного значения электросопротивления ρ в зависимости от времени деформации для баз, находящихся в разных местах образца: вблизи головки (а), в области слабо развитой шейки (б) и непосредственно вблизи разрушения в шейке (в).

Из анализа приведенных данных видно, что в процессе пластического течения происходит существенное изменение физических свойств меди, которое зависит как от деформации вообще, так и от развития локализации деформации в частности. Так, замеры электросопротивления, выполненные на базе вблизи головки образца, показали сначала его значительное понижение (до 20%), а затем непрерывный рост, превышающий в конце опыта исходное значение (рис.1а). В случае, если база измерений находится между головкой пробы и шейкой на участке образца, где локализация (шейка) выражена слабо, то наблюдается уменьшение ρ , которое только перед самым разрывом сменяется некоторым относительно небольшим ростом сопротивления. Максимальное увеличение удельной электропроводности достигает в этом случае 30 %, а заключительное формоизменение снижает ее до 25% (рис.1б).[^]

На рис.1в приведены данные для базы измерения, находящейся непосредственно в шейке, вблизи места разрушения. В этом случае наблюдается уменьшение электросопротивления до конца эксперимента, хотя и происходит немонотонно: в середине опыта оно несколько повышается, но не достигает исходной величины, а затем снова заметно падает. Зафиксировано наибольшее снижение электросопротивления перед разрывом - 45 %.[^]

Таким образом, в процессе пластического течения бескислородной меди в области локализации деформации (развитой шейки) наблюдается значительное снижение электросопротивления, которое к моменту разрыва достигает 30 - 50%. В литературе уже приводились данные об уменьшении электросопротивления при перераспределении дислокационной структуры на примере кремнистого железа (в начальный период пластического течения).

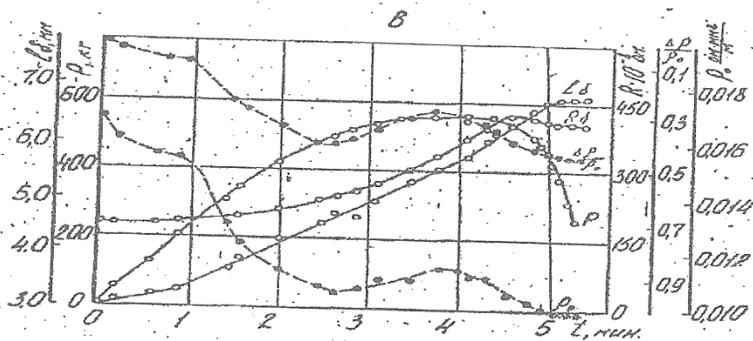
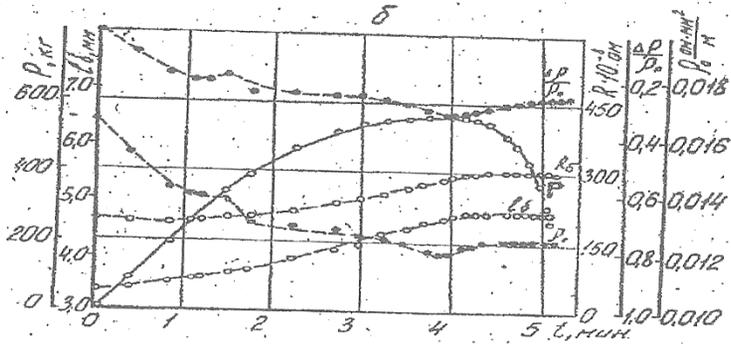
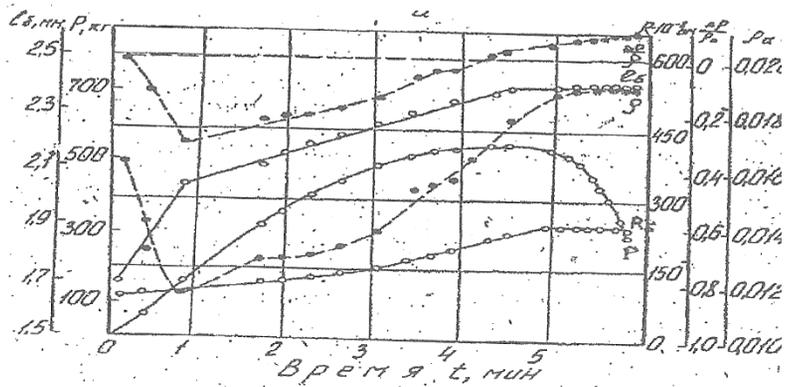


Рис. 1. Изменение нагрузки P , текущей длины базы L , электросопротивления R и удельного электросопротивления ρ и относительного удельного электросопротивления $\Delta\rho/\rho_0$ бескислородной меди при растяжении при комнатной температуре.

Одним из процессов, способных вызвать снижение электросопротивления в процессе деформации бескислородной меди, может быть динамическая рекристаллизация в областях локализации деформации, обнаруженная при больших степенях деформации медных образцов при комнатной температуре [6]. Эксперименты по изучению изменения электропроводности при деформации меди продолжаются.

Литература

1. Кузнецов В.Д. Физика твердого тела, Томск, 1943, т.11
2. Пашков П.С. Разрыв металлов, Л., 1961,
3. Пресняков А.А. Локализация пластической деформации, Алма-Ата, 1981, 120 с
4. Коновалов А.И. Кристи Метод электрического сопротивления при исследовании пластической деформации под током // Доклады АН СССР, 1973, т.24, №3, С.574-576.
5. Моисеев Л.М. Изменение электропроводности монокристаллов кремнистого железа при циклической деформации // Известия АН СССР. Металлы, 1974, №3, С. 189-193.
6. Быков В.М., Лихачев В.А., Никонов Ю.А. и др. О фрагментации и динамической рекристаллизации в меди при больших и очень больших пластических деформациях//ФММ, 1979, т.45, в. 1 , С. 163-169

7.2. Физические эффекты локализации пластической деформации и их практическое использование. [Черноглазова Т.В., Кенжалиев Б.К., Мофа Н.И. Сулейменов Э.Н., Дегтярева А.С. (Институт металлургии и обогащения МОН РК , г. Алматы)]

За последние десятилетия в изучении физических эффектов, сопровождающих развитие пластической деформации, произошли значительные достижения. Обнаружены новые эффекты, вызываемые процессами, развивающимися в веществе под воздействием пластического течения. Пластическая деформация лежит в основе технологических процессов обработки металлов давлением, поэтому крайне важно понимать природу и механизмы пластического течения для эффективного влияния на физико-механические свойства вещества. Понимание тенденций развития технических систем - переход от исследования природы и практического воздействия на нее на макроуровне к исследованию ее на микроуровне и связанный с этим переход от макротехнологии к микротехнологии.

Микротехнология основывается на совершенно иных принципах, чем технология, имеющая дело с макротелами, и строится на основе применения к производству современных достижений химической физики. С развитием техники все методы воздействия совершенствуются, но тем не менее, в их соотношении можно проследить известные изменения. Механические методы в большинстве случаев заменяются более эффективными физическими и химическими методами. Например: только одно явление термического расширения позволяет создавать

неломающиеся домкраты, строить арочные мосты в 5 раз быстрее (при этом отпадает необходимость в опалубке и подъемных механизмах). Прямо на месте строительства можно сделать несущую часть арочного моста высотой до 20 метров на основе простого технического решения: два стометровых металлических листа накладывают друг на друга, между ними помещают асбестовую прокладку. Нижний лист нагревают токами ВЧ до 700 градусов, соединяют его с верхним, а при остывании этого "пирога" получают арку за счет возникающих внутренних напряжений

Эффективность микротехнологии обусловлена тем, что вещество является орудием воздействия, роль которого выполняют частицы веществ- молекул, атомы, участвующие в физическом процессе. Причем, сам процесс легко управляем, поскольку можно воздействовать определенными полями на части, создавая соответствующие условия для проявления свойств вещества на микроуровне, изменяющем свойства всего объекта на макроуровне.

Переход от механических и макрофизических методов воздействия к микрофизическим позволяет значительно упростить любой технологический процесс, добиться при этом большего экономического эффекта, получить безотходные процессы, если вещества и поля на входе одних процессов становятся веществами и полями на выходе других. Эффективность применения физических методов помогает применять физические явления для разработки новых технологий.

Одним из эффективных и технически доступных методов воздействия на вещество является его деформация под приложенными нагрузками. Величина деформации любого вида определяется свойствами деформируемого тела и величиной внешнего воздействия; следовательно, имея данные о деформации, можно судить либо о свойствах тела, либо о воздействиях; в некоторых случаях и о том и о другом, а в некоторых о степени изменения свойств деформируемого тела при том или ином внешнем воздействии. Целью данной статьи является обзор основных физических явлений, инициируемых пластической деформацией и их практическое использование. Рассмотрим наиболее яркие явления влияния пластической деформации на основные физикохимические свойства твердых тел.

Связь электропроводности с деформацией. В 1975 году было зарегистрировано открытие: обнаружена зависимость пластической деформации металла от его проводимости [1]. При переходе в сверхпроводящее состояние повышается пластичность металла. Обратный переход понижает пластичность. Эффект наблюдался на многих сверхпроводниках при различных способах механических испытаний. В экспериментах было обнаружено значительное повышение пластичности металла (разупрочнение) при переходе его в сверхпроводящее состояние. Величина эффекта в некоторых случаях достигает нескольких десятков процентов. Детальное изучение явления разупрочнения привело исследователей к выводу, что основной причиной его следует считать изменение при сверхпроводящем переходе тормозящего воздействия электронов проводимости на дислокации. Силы "трения" отдельной дислокации об электроны в несверхпроводящем металле резко уменьшаются при сверхпроводящем переходе. Таким образом, была установлена прямая связь

механической характеристики металла, его пластичности с чисто физической характеристикой - электронной проводимостью.

Было показано, что электроны металлов тормозят движение дислокации. Сверхпроводящий переход помог выявить роль электронов и позволил оценить электронную силу торможения. Но переход в сверхпроводящее состояние не единственная возможность влиять на электроны. Можно применять магнитное поле, давление и т.д. Такие воздействия позволяют изменять и пластичность металла. Магнитное поле в сочетании с температурой способны изменять буквально все свойства вещества: теплоемкость, теплопроводность, упругость, прочность и даже цвет. При этом появляются новые электрические свойства вещества. Превращения происходят практически мгновенно: за 10 и 10^{-12} сек. Исходя из экспериментов, можно ожидать появления новых эффектов в обычных условиях — при обычных давлениях и температурах.

Электропластический эффект в металлах. Установлен электропластический эффект в металлах и доказана возможность его применения для практических целей [2]. Открытие этого эффекта привело к более глубокому пониманию механизма пластической деформации, расширило представление о взаимодействии свободных электронов в металле с носителями пластической деформации - дислокациями и дисклинациями - искажениями кристаллической решетки.

Появилась возможность управлять механическими свойствами металлов, в частности, процессом обработки металлов давлением. Например, деформировать вольфрам при температурах, не превышающих $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ и получить из него прокат с высоким качеством поверхности. В экспериментах с импульсным током было найдено, что электрический ток увеличивает пластичность и уменьшает хрупкость металла. Вели создать хорошие условия теплоотвода от деформируемых образцов и пропускать по ним ток высокой плотности $\text{Ш}^4 - \text{КГ А/см}$, то величина эффекта будет порядка десятков процентов. Электрический ток вызывает также увеличение скорости релаксации напряжений в металле и оказывается удобным технологическим фактором для снятия внутренних напряжений в металле. Электропластический эффект также линейно зависит от плотности тока (вплоть до $10^{5.5} \text{ АУсм}^2$) и имеет большую величину при импульсном токе, а при переменном вообще не наблюдается.

Видна связь явления разупрочнения металла при сверхпроводящем переходе с электропластическим эффектом. И в том, и в другом случае происходит разупрочнение металла. Однако, если в первом случае в основе явления лежит уменьшение сопротивления движению и взаимодействию дислокации при устранении из металла газа свободных электронов, во втором случае причиной облегчения деформации является участие самого электронного газа в пластической деформации металла. Электронный газ из пассивной и тормозящей среды превращается в среду, имеющую направленный дрейф. Этот эффект нашел свое применение на практике в авторском изобретении; "Способ снижения прочности металлов, например, при пластической деформации при котором через заготовку пропускают электрический ток, отличающийся тем, что с целью снижения прочности металла при сохранении его низкой температуры, к заготовке прикладывают импульсы тока плотностью преимущественно 10

А/см , с частотой подачи 20-25 Гц». **Фотопластический эффект.** Естественно ожидать изменение пластических свойств и при других воздействиях на электронную структуру образца. Например, воздействие светового излучения на кристаллы полупроводника вызывает в них перераспределение электрических зарядов [19]. Свет также способен влиять на пластические свойства полупроводников. Российские ученые [3] зарегистрировали открытие: "Установлено ранее неизвестное явление, заключающееся в изменении сопротивления пластической деформации кристаллов полупроводников под действием света, причем максимальное изменение происходит при длинах волн, соответствующих краю собственного поглощения кристаллов". В опытах образцы полупроводников сжимались и растягивались до наступления пластической деформации. Затем образец освещался светом. Вызванное им перераспределение носителей заряда оказывало тормозящее действие на дислокации - носителей пластической деформации, и тотчас прочность образца увеличивалась почти вдвое. Стоило выключить свет, как прочность уменьшалась и вскоре достигала своего первоначального значения.

Дальнейшие исследования привели к наблюдению еще одного интересного явления - инфракрасного гашения фотопластического эффекта [4]. Эффект фотопластичности предполагается использовать для разработки нового типа элементов автоматики, новой технологии полупроводников, для создания качественно новых приемников видимого светового и инфракрасного излучения - Эффект Баушингера. При упругих деформациях перемена знака внешнего усилия вызывает только изменение знака деформации, без изменения ее абсолютной величины. Если же под влиянием внешних усилий в металле возникают дислокации, т.е. наступает режим пластической деформации, то упругие свойства металла изменяются, и начинает сказываться влияние знака первоначальной деформации. Если металл подвергнуть слабой пластической деформации нагрузкой одного знака, то при перемене знака нагрузки обнаруживается понижение сопротивления начальным пластическим деформациям (эффект Баушингера) [6, И, 13]. Возникшие при первичной деформации дислокации обуславливают появление в металле остаточных напряжений, которые, складываясь с рабочими напряжениями при перемене знака нагрузки, вызывают снижение предела пропорциональности, упругости и текучести материала. С увеличением начальных пластических деформаций величина снижения механических характеристик увеличивается. Эффект Баушингера явно проявляется при незначительном начальном наклепе. Низкий отпуск наклепанных материалов ликвидирует все проявления эффекта Баушингера. Эффект значительно ослабляется при многократных циклических нагружениях материала с наличием малых пластических деформаций разного знака.

Эффект Пойнтинга. Пойнтингом было установлено, что при закручивании стальных и медных проволок они не только закручиваются, но также упруго удлиняются и увеличиваются в объеме [8]. Удлинение проволоки примерно пропорционально квадрату угла закручивания: при заданном значении угла удлинение пропорционально квадрату радиуса. Диаметр проволоки при закручивании уменьшается, величина радиального сжатия при этом пропорциональна квадрату угла закручивания. Эффект был открыт давно, и еще

Пойнтингом было доказано, что удлинение при закручивании не связано с изменениями модуля Юнга - это позволяет предполагать, что свойства материала остаются без изменений.

Эффект Пойтинга нашел применение в машиностроении: А.С. № 546456: «Способ демонтажа прессовых соединений деталей типа вал-втулка путем воздействия на охватываемую деталь усилием выпрессовки, отличающийся тем, что с целью снижения усилия выпрессовки, например, подшипников качения с вала, перед выпрессовкой, охватываемую деталь, например, вал, скручивают.»

Малая величина эффекта Пойганга позволяет указать на возможность его применения в некоторых областях измерительной техники. Калиброванные изменения радиуса- это переменный калибр толщины: радиальное сжатие с одновременным удлинением -это изменение (хотя и малое, но надежно калиброванное) электросопротивления проволоки.

Эффект радиационного распухания металла. Как бы ни пытались исправить деформированную деталь, она все равно вспомнит свой дефект, частично восстановит прежнюю покоробленность. Виной тому внутреннее напряжение в материалах. Оно существует всегда. Отжиг ликвидирует их в металлах, но при остывании, которое идет неравномерно, внутренние напряжения хотя и ослабленные, появляются вновь. С помощью холодной правки идеально выгладить стальное изделие невозможно. Здесь на помощь может прийти радиоактивное излучение.

При облучении нейтроны врываются в недра металла и, сталкиваясь с ядрами ионов (шш атомов), выбивают их из узлов кристаллической решетки. Те, в свою очередь, ударяясь о другие ионы, либо остаются на месте, либо оставляют эти места свободными. Большая же часть ионов внедряется в междоузлия. Обработываемая часть изделия при этом увеличивает свой объем.

Если изогнутую деталь подвергнуть радиоактивному облучению с выгнутой стороны, то внедрившиеся частицы, расталкивая ионы и атомы кристаллической решетки, начнут разгибать деталь. Изменения кривизны можно контролировать обычным измерительным прибором, следить за ней постоянно во время правки и закончить процесс точно на "нуле". Причем править можно в сборе, на готовой машине. Действие радиации легко рассчитать. Известно, что максимальное изменение объема стали при нейтронном облучении составляет 0,3 %. Например, если подвергнуть облучению только средний участок стальной детали длиной 1000 мм и высотой 50мм, то устраняется прогиб в 2,5мм. Неметаллические и композиционные материалы при облучении изменяют свой объем еще сильнее. Например, пластмассы - до 24 %. С помощью радиации мы не просто выпрямляем деталь, а перераспределяем внутренние напряжения до нового равновесного состояния. Поэтому, изделие самопроизвольно уже не разогнется. Этот способ защищен авторским свидетельством А.С.№ 395147.

Эффект памяти формы. Некоторые сплавы металлов: титан-никель, золото-кадмий, медь-алюминий обладают "эффектом памяти" [3]. Если из такого сплава изготовить деталь, а затем ее деформировать, то после нагрева до определенной температуры деталь восстанавливает в точности свою первоначальную форму. Из всех известных сейчас науке сплавов "с памятью" наиболее уникальны по спектру свойств сплавы из титана и никеля: сплавы ТН (за

рубежом они известны под названием нитинол). Сплавы ТН развивают большие усилия при восстановлении своей формы.

Этим нитинолу дадут "запомнить" сложную форму, изделие вновь превращается в плоский лист. На его поверхность наносят обычными приемами - с помощью проката, напыления, сварки взрывом или как-либо иначе слой любого другого металла или сплава. Такой металлический слоеный пирог после нагревания вновь превращается в деталь сложной конфигурации. Таким способом можно, в принципе создавать многослойные изделия любой формы, которые обычными приемами сделать никак нельзя. ТН сплавы легко обрабатываются, из них изготавливают всевозможные изделия: листки, прутки, поковки. Кроме того, эти сплавы сравнительно экономичны, коррозионностойки, хорошо гасят вибрации. Из нитинола американцы сделали антенны для спутников. В момент запуска антенна свернута, занимает очень мало места. В космосе же нагревая солнечными лучами, она принимает сложнейшие формы, приданные ей еще на Земле.

Сплавы с памятью" открывают новые возможности в деле непосредственного преобразования тепловой энергии в механическую. Нагретую ТН-проволочку свернули в спираль, охладили, подвесили гирьку - пружинка растянулась. Если теперь через проволочку пропустить электрический ток, пружинка нагреется и восстановит свою форму - гирька поползет вверх, выключаем ток - гирька вновь спускается и т.д. По сути дела - это искусственный мускул. На этом принципе можно делать двигатели нового типа, использующие даровую энергию Солнца. Перспективы для сплавов "с памятью" самые заманчивые: тут и тепловая автоматика, быстродействующие датчики, термоупругие элементы, реле, приборы контроля, тепловые домкраты, напряженный железобетон и многое другое.

Эффекты теплового расширения твердых тел. Величина теплового расширения твердых тел определяется их строением. Структуры с плотной упаковкой (алмаз, платина, отдельные металлические сплавы) мало чувствительны к температуре, рыхлая, неплотная упаковка вещества способствует сильному расширению твердых тел (алюминий, полиэтилен). При температурном расширении или сжатии твердых тел развиваются огромные силы; это можно использовать в соответствующих технологических процессах [6,7,9).

Например, это свойство использовано в электрическом домкрате для растяжения арматуры при изготовлении напряженного железобетона. Принцип действия очень прост: к растягиваемой арматуре прикрепляют стержень из металла с подходящим коэффициентом термического расширения. Затем его нагревают током от сварочного трансформатора, после чего стержень жестко закрепляют и убирают нагрев. В результате охлаждения и сокращения линейных размеров стержня развивается тянущее усилие порядка сотен тонн, которое растягивает холодную арматуру до необходимой величины, вызывая сильнейшее упрочнение материала. Так как в этом домкрате работают молекулярные силы, он практически не может сломаться.

Эффекты фазовых переходов при пластической деформации. При фазовых переходах первого рода скачком изменяются плотность веществ и энергия тела; очевидно, при фазовых переходах первого рода всегда выделяется или поглощается конечное количество тепловой энергии. При фазовых переходах второго рода плотность и энергия меняются непрерывно, а скачок испытывает такие физические величины, как теплоемкость, теплопроводность; фазовые переходы второго рода не сопровождаются поглощением или выделением энергии [10]. Примером фазового перехода второго рода может служить переход жидкого гелия в сверхтекучее состояние, переход ферромагнетика в парамагнетик при точке Кюри, перекристаллизация кристаллов сплавов и др.

При переходах из одного агрегатного состояния в другое, как уже отмечено выше, обязательно выделяется или поглощается тепло. Переход от более упорядоченных структур к менее упорядоченным требует притока тепла извне, при обратных переходах выделяется такое же количество тепла, которое поглощается при прямом переходе. Отметим, что, как правило, переход из одного агрегатного состояния в другое обычно имеет место при постоянной температуре, таким образом, фазовый переход является источником или поглотителем тепла, работающим практически при постоянной температуре. Перекристаллизация металла является фазовым переходом второго рода. В момент перекристаллизации возникает эффект сверхпластичности металла. В этот момент металл, ранее имевший прочную и сверхпрочную структуру, становится пластичным как глина. Но длится это явление считанные мгновения и протекает в очень узком, причем непостоянном интервале температур. Непосредственно подстеречь момент, когда начинается фазовое превращение невозможно, но известно, что при перестройке кристаллической решетки металл начинает переходить из парамагнитного состояния в ферромагнитное, что сопровождается резким изменением его магнитной проницаемости. Этим воспользовались авторы изобретения А.С

№ 207678. Пусковое устройство пресса сии зано с прибором улавливающим момент фазового перехода; заготовку, нагретую до температуры чуть выше интервала фазового превращения, кладут в матрицу пресса. Остывая, металл заготовки в момент перекристаллизации резко изменяет свою магнитную проницаемость, что отмечается изменением юбилейной обмотки прибора, который включает пресс для формования металла в режиме сверхпластичности. Чтобы продлить время сверхпластичности, датчик фазового превращения связывают не только с пусковым устройством пресса, но и с нагревательными элементами. Пилообразно гоня заготовку вверх и вниз по всему интервалу температур фазового превращения, можно поддерживать состояние сверхпластичности сколько угодно долго. Ничто не мешает использовать датчики, которые реагировали бы на изменение других физических свойств обрабатываемого материала, например, электросопротивления, теплоемкости и т.д. Значит, принцип действия можно распространить и на немагнитные материалы. У сталей существует еще один фазовый переход, идущий при очень низких температурах (ниже $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$), когда аустенит в стали переходит в мартенсит. И в этот момент наблюдается эффект сверхпластичности. Значит, можно в принципе, отказаться от горячей штамповки, совместив процесс

штамповки в сверхпластичном состоянии с закалкой стали в жидком азоте, что может привести к созданию принципиально новых материалов.

Используя эффекты изменения физических свойств в моменты фазовых переходов, можно инициировать в металле пластическую деформацию [15-17]. Например, мартенсит имеет меньшую плотность, чем аустенит. Если к изогнутой деформацией части детали приложить кусок "сухого льда", температура которого $-67\text{ }^{\circ}\text{C}$, то обрабатываемый участок расширится, распрямив тем самым деталь. Поскольку фазовый переход необратим, то самопроизвольного восстановления кривизны в дальнейшем не произойдет. Превращение десяти процентов аустенита в мартенсит вызывает увеличение изделия 100-миллиметрового диаметра на 130 мкм, а переход 40 % аустенита в мартенсит - на 400 мкм. К плюсам нового способа можно добавить еще один: выдержка при низкой температуре в течение 5 минут и 5 часов дает практически одинаковые результаты. Таким образом, обработку изогнутых деталей как холодом, как и радиацией, можно вести в собранной готовой машине (А.С. № 414027).

Изменяется плотность при фазовых переходах и у других металлов (например, олова), что можно использовать для получения высоких давлений. При фазовых переходах второго рода также наблюдаются интересные изменения макроскопических свойств вещества. Так, у хрома есть любопытная температурная точка $37\text{ }^{\circ}\text{C}$, в которой он претерпевает фазовый переход, при этом скачком изменяется модуль упругости. На этом свойстве основан ряд изобретений.

А.С. №266471: «Двигатель, содержащий деформируемые при изменении температуры рабочего тела упругие элементы, кинематически связанные с механизмом отбора мощности, отличающийся тем, что с целью получения полезной работы при малых перепадах температур рабочего тела, упругие элементы выполнены предварительно напряженными и связи механических и физических свойств является изобретение А.С. №. 263209, в котором чувствительным элементом термометра является пружина из чистого хрома».

Эффекты упрочнения и разупрочнения при пластической деформации. Воздействие ультразвука на процесс пластической деформации обусловлено влиянием его на контактные условия, свойства и структуру деформируемого металла. В этом случае возможны два нелинейных эффекта: "акустическое разупрочнение" и "акустическое упрочнение". Первый наблюдается в процессе воздействия интенсивным ультразвуком и заключается в уменьшении статического напряжения, необходимого для осуществления пластической деформации. Акустическое упрочнение металлов достигается после воздействия ультразвуковых волн достаточно высокой интенсивности.

Акустическое разупрочнение является результатом активации дислокаций, происходящей в результате поглощения акустической энергии в местах дефектов кристаллической решетки и других структурных несовершенств. Благодаря этому, за малое время происходит локальный нагрев вокруг этих источников поглощения, снятие напряжений, разблокировка дислокации, увеличение их подвижности, что обеспечивает более интенсивный ход пластической деформации.

Так, при обработке металлов давлением в А.С. №436750 предложен

«способ разбортовки полых изделий из пластических масс путем двустороннего обжатия роликами стенки изделия при его вращении, отличающийся тем, что с целью повышения производительности процесса, область контакта стенки изделия с роликами подвергают воздействию ультразвуковых колебаний».

Другим примером является способ, предложенный в А.С. № 536874: «Способ профилирования материала типа пруткового[^] путем наложения на заготовку ультразвуковых колебаний при пластической деформации, отличающийся тем, что с целью получения на заготовках периодического профиля синусоидального характера, заготовку предварительно подвергают воздействию ультразвуковых колебаний так, чтобы расположение пучностей и узлов ультразвуковой волны соответствовало выступам и впадинам заданного периодического профиля, после чего осуществляют процесс пластического деформирования заготовки в осевом направлении, перпендикулярном к направлению действия изгибных колебаний, растягивающими усилиями, достаточными для получения заданной глубины профиля.» В данном способе наглядно проявляется суперпозиция волнового характера развития пластического течения и наложенных колебаний.

Так, авторами было установлено, что если валики прокатного стана колебать в направлении параллельном осям их вращения, с ультразвуковой частотой, то усилие деформации снижается в 1,5-2 раза, а степень деформации увеличивается на 20-50 %, причем контактное трение резко снижается. При достижении определенного уровня акустической энергии, зависящего от свойства облучаемого металла, последний может пластически деформироваться при комнатной температуре без приложения внешней нагрузки.

Ультразвуковая обработка металлов в жидком состоянии и во время кристаллизации приводит к изменению характера температурного поля. Возникновение акустических потоков в расплаве под действием ультразвука связано с потерей энергии в расплаве. Эти потери зависят от интенсивности ультразвука и акустических свойств среды. Акустические потоки вызывают интенсивное перемешивание расплава, выравнивание температуры и интенсификацию конвективной диффузии. При выравнивании температуры расплава увеличивается теплообмен со стенками и окружающей средой, в результате чего увеличивается скорость охлаждения. Физическая сущность влияния ультразвука на теплообмен при естественной или вынужденной конвекции заключается в проникновении акустических потоков в пограничный и ламинарный подслои, что приводит к деформации этих слоев, их турбулизации и перемешиванию. В результате этого в несколько раз увеличивается коэффициент' теплопередачи и скорость теплообмена.

Так, при исследовании пластической деформации было установлено также, что многие металлы излучают ультразвуковые колебания. На рисунке 1 приведены закономерности акустических сигналов при развитии пластического течения.

Электрическое сопротивление металлов. Высокая проводимость металлов связана с особенностью их электронного спектра, в котором непосредственно над заполненными уровнями находятся свободные уровни. У большинства металлов сопротивление увеличивается линейно с ростом температуры и степени деформации, в то же время ряд сплавов имеет отрицательный температурный коэффициент сопротивления.

При приложении внешнего гидравлического давления электросопротивление металлов уменьшается. Это уменьшение максимально у щелочных металлов, имеющих максимальную сжимаемость. У ряда элементов на кривых зависимости сопротивления от давления имеются скачки, используемые в физике высоких давлений в качестве реперных точек. Широко используются изобретателями и обычные изменения сопротивления объектов за счет изменения размеров или состава объекта и степени деформации.

Наиболее чувствительной структурной характеристикой является удельное электросопротивление. Известно, что электросопротивление чистых металлов изменяется всего лишь на несколько процентов даже после больших степеней деформации [15]. Снижение электросопротивления связывалось с развивающимися процессами динамического возврата и рекристаллизации или увеличением разориентировки зерен [16-17]. Следует отметить, что многие авторы проводят измерение электросопротивления на объеме всего деформируемого образца, где развивается множество физических процессов, приводящих как к увеличению, так и снижению электросопротивления. При исследовании скачкообразной деформации на монокристаллах цинка было установлено, что каждый скачок напряжения связан с появлением на поверхности кристалла пачки полос скольжения, а их образованию предшествует резкое повышение электросопротивления, падающее затем при лавинообразном сдвиге [9]. Изменение электропроводности при деформации металлов связано с изменением деформационного потенциала, в результате чего наблюдается перераспределение электронов проводимости, что приводит к локальному смещению уровня Ферми [10-13].

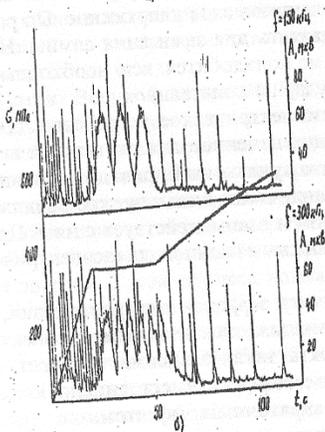
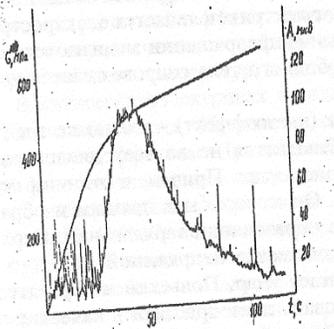
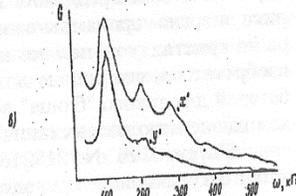
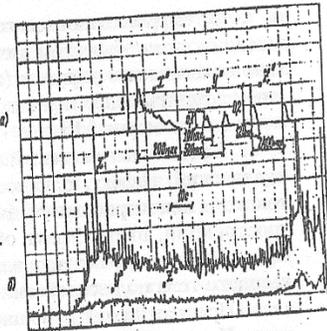


Рис.5. Акустетрамы при случайной (а - ст.08Г2МФ5) и организованной (б - ст.45) деформации



$$W(\chi^2 - \chi_0^2) = \begin{cases} 1, \chi^2 > \chi_0^2 & \text{коррелированный поток} \\ 0, \chi^2 < \chi_0^2 & \text{стохастический поток} \end{cases}$$

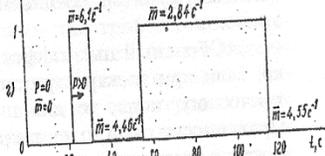


Рис.4. Особенности ЭД на микроскопическом (а,в) и макроскопическом (б,г) уровнях деформации в Zn.

Рис. 1. Закономерности акустической эмиссии при развитии пластической деформации [4].

Так, исследования физических свойств меди после прокатки показали уменьшение постоянной Холла, что может быть связано с увеличением числа коллективизированных электронов. Кроме того, наблюдается изменение электронной плотности вдоль некоторых направлений кристаллической решетки после пластической деформации монокристаллов металла [14-18].

Электромеханические эффекты в диэлектриках. Общим электромеханическим эффектом для всех диэлектриков является электрострикция. Она появляется в упругом (обратимом) превращении энергии тела в энергию электрического поля и для свободного тела сопровождается увеличением его размеров [18].

Пьезоэлектрический эффект (пьезоэффект) - это также электромеханический эффект, однако он наблюдается не во всех диэлектриках а только в нецентросимметричных кристаллах. Причем, в отличие от электрострикции, пьезоэффект обратим. Он может быть прямым и обратным. Прямой пьезоэффект проявляется в образовании зарядов на поверхности твердого тела под воздействием механических напряжений.

Пример: лампу-вспышку зажигает удар. Польский изобретатель Тадеуш Косецкий предложил использовать пьезокристалл в качестве источника энергии для лампы-вспышки. Под действием быстрого сильного удара по кристаллу на нем возникает электрическое напряжение. По расчетам изобретателя, его вполне должно хватить для зажигания лампы. Никаких батарей для такого блица" вообще не понадобится: всю необходимую для лампы энергию даст механический удар по кристаллу.

Патент ФРГ N.1218216: «Пьезоэлектрическое устройство для зажигания с кулачковым приводом, предназначенное для двигателей внутреннего сгорания, отличающееся тем, что кулачковый привод постоянно имеет кинетическое соединение, и периодически-динамическое соединение с известным пружинным аккумулятором и взаимодействует с ним.

Обратный пьезоэффект аналогичен эффекту электрострикции, однако, если при электрострикции деформация тела не зависит от знака электрического поля, то для пьезоэффекта такая зависимость имеет место. Практически можно считать, что пьезоэффект имеет линейную зависимость, а электрострикция является квадратичным эффектом.

Патент США № 3239283. «Предлагается конструкция подшипника в котором трение уничтожается вибрацией. Втулки подшипника выполняются из пьезоэлектрического материала и с обеих сторон покрываются тонкой электропроводной фольгой. К фольге припаиваются тонкие электроды, по которым проводится переменный ток. Ток заставляет пьезоэлемент сжиматься и раздаваться, создавая вибрацию, уничтожающую трение.» В некоторых случаях используются одновременно и прямой и обратный пьезоэффект, например, в пьезоэлектрических трансформаторах.

Влияние электрического поля и механических напряжений на сегнетоэлектрический эффект. Наложение электрического поля вдоль поляриной оси увеличивает устойчивость сегнетоэлектрического состояния, расширяет область температур, в которой существует спонтанная поляризация В антисегнетоэлектриках в сильных электрических полях температура Кюри понижается. Некоторые сегнетоэлектрики выше точки Кюри обладают пьезоэффектом. Приложение к таким веществам в параэлектрической фазе механического напряжения по эффекту эквивалентно приложенного электрического напряжения.

А.С. № 415617: «Способ измерения напряженности электрического поля путем изменения диэлектрической проницаемости сегнетоконденсатора, помещенного в исследуемое поле, отличающийся тем, что с целью повышения его доводят до точки Кюри, стабилизируют вблизи этой точки периодически деформируя тело сегнетоконденсатора, перемещают точку Кюри и выделяют электрический сигнал, имеющий частоту механических деформаций, по которому судят о напряженности измеряемого электрического поля».

Патент Великобритании № 1335955: «Электрическое измерение давления. Датчик давления состоит из тела, выполненного из пирозлектрического вещества, диэлектрическая постоянная которого зависит от приложенного давления, при этом температура измерительного тела стабилизируется подачей переменного напряжения на пирозлектрический элемент, имеющий тепловую связь с измерительным телом».

Источником возбуждения люминесценции может служить и механическая энергия. Такой процесс называют механо- или триболюминесценцией. Чаще всего возникает при трении или ударе двух тел, сопровождающихся их разрушением (так, сахар при раскалывании иногда светится). Известно изобретение А.С. № 275497: «Способ изучения структурных превращений полимерных материалов при деформации по интенсивности и характеру люминесценции, отличающийся тем, что с целью упрощения и повышения точности, оценивают интенсивность и характер механолюминесценции, возбуждаемой при механической деформации и разрушении полимерных материалов».

Механо-оптические явления при пластической деформации. Рассмотрим ряд эффектов, приводящих к возникновению оптической анизотропии под действием механических сил. Фотоупругость - так называется возникновение в изотропных прозрачных твердых телах оптической анизотропии и связанного с ней двойного лучепреломления под действием механических нагрузок, создающих в твердых телах деформации.

При пропускании луча света через деформированное тело возникает два луча различной поляризации, интерференция между которыми приводит к образованию интерференционной картины, вид которой позволяет судить о величинах и распределении напряжений в теле или же об изменениях структуры вещества. Поскольку оптическая спектроскопия обусловлена именно нарушениями первоначальной изотропной структуры вещества, то эффект фотоупругости позволяет визуализировать как упругие деформации, так и остаточные, а это значит, что о деформациях и нагрузках можно судить и после

снятия этих нагрузок.

Фотоупругость наблюдается и в кристаллах, т.е. в веществах уже обладающих анизотропией свойства. При этом изменяется характер анизотропии: например, в одноосном кристалле может возникнуть двойное преломление в направлении его оптической оси, вдоль которой он первоначально изотропен. Эффект фотоупругости - один из самых тонких методов изучения структуры и внутренних напряжений в твердых телах:

В патенте А.С. №249025: «Способ оценки распределения контактных напряжений по величине деформации пластичной прокладки, располагаемой в зоне контакта между соприкасающимися поверхностями, отличающийся тем, что с целью повышения точности, в качестве пластичной прокладки используют пленку из оптически чувствительного материала которую затем просвечивают»

Другой способ оценки напряжений, возникающих под воздействием приложенных сил дан в А.С. № 297861: «Способ определения деформации по картине муаровых полос, отличающийся тем, что с целью повышения точности измерения деформаций, определяют отношение скоростей взаимного перемещения деформированной и эталонной сеток и скорости по величине этого отношения судят о величине деформации и их распределении».

Этот эффект можно применять во многих измерительных приборах таких, как микрометр или штангенциркуль. В Японии предложено использовать муаровый эффект для составления топографических карт предметов. Фотографируют предмет через решетку, на которую падает свет. Тень деформируется в соответствии с рельефом объекта и при взаимодействии ее с реальной решеткой возникает муаровый узор, наложенный на изображение объекта. На фотографии расстояние между линиями муара соответствует глубине рельефа. Такой метод особенно удобен для измерения деформации быстровращающихся деталей, при анализе обтекания тел поверхностным слоем жидкости, возникновении рельефа на поверхности деформируемых тел [19-20]

Таким образом, процесс пластической деформации большинства металлов и сплавов сопровождается развитием разнообразных физических явлений, приводящих к существенным изменениям физико-механических свойств. Понимание этих процессов позволяет разрабатывать новые технологии обработки металлов давлением с направленным формированием необходимых свойств.

Литература

1. М.И.Каганов, В.Д. Нацик, Электроны тормозят дислокацию "Потпода", 1976, №5, с.23-24: № 6, С.131-139.
2. В.И.Спицын, О.А.Троицкий, Электропластическая деформация и ЖКРнилов¹ Гдр., Никелид титана и другие сплавы с эффектом памяти ^Лазжа, ^77- нв Метод акустической эмиссии в ис следовании процессов разрушения. Киев: Наукова думка, 1989, ^6 с.
- 5 Сирова Н.А., Горина, Чистякова И.Г., Исследование тепловыд ления в полосах скольжения, состоящих из краевых и винтовых дислокаций // Физика твердого тела, 1981,23, №6, С.1845-1847.
- 6 Малиновская И.А. Применение термоэлектрического метода для исследования деформаций в цилиндрических и плоских образцах // Физико-химическая механика материалов, 1987, №4, С.40-51.
- 7 Горбачев К.А. Применение термоэлектрического метода к определению некоторых параметров пластичности при кручении // Заводская лаборатория, 1972, №2, С.227-229.
- 8 Федотов А.С., Метол-Реглин Л.Ю. Влияние пластической деформации на теплопроводность образцов из чистой меди и серебра Физика твердого тела, 1982, т.24, В.1, С.207-210.
- 9 Кунин В.И. Изменение внутренней энергии, термодвижущей силы и удельного электросопротивления при пластической деформации металлов // Физика металлов и металловедение, 1959, т.8, в. 1., С.46-56.
- 10 Раузин Я.Р., Симонова Е.Я. Об изменение электропроводности металлов в зоне критической степени деформации // Известия АН ССОР . Металлы и топливо, 1959, т.3, С 136-138.
- И Моисеев Л.М. Изменение электропроводности монокристаллов кремния и чистого железа при их циклической деформации // Известия АН СССР, Металлы, 1974, №3, С.189-194.
- 12 Дегтяр А.И. , Казарский Г.Я., Кононенко В.А. Изменение электросопротивления монокристаллов молибдена в процессе высокотемпературной ползучести // ФММ, 1979, т.45, в.1, С.163-168
- 13 Романский В.Н., Горянов Ю.В., Исследование скачкообразной деформации методом электросопротивления // ФММ, 1986, в.1, С. liJ-мо.
- 14 Лаврентьев Ф.В., Никифороенко В.Н. Изменение деформирующего напряжения и электросопротивления монокристаллов цинка при скольжении // Известия ВУЗОВ. Физика, 1983, №7, С.18-21
- 15 Миндюк А.К. О зависимости электросопротивления и характера проводимости металлов от их электронного строения и деформации // Физико-химическая механика материалов, 1972, №2, С.38-43.
- 16 Иванченко Л.Л., Лазаренко ЛИ. Львов Г.К. Изменение физических свойств меди при пластической деформации // Известия АН ССО . Металлы, 1974, т.4, С. 155-156,
- 17 Слабиновский И.С., Кгштякгтич рго асяг^{на} «.«р1г^{гм}ггшГГб^и ^рическихсзойств помрхнот. Пповфхтот

Грибозлс_

головк. 4-6 „юля, 1989: Тез, докЛ. - Чернелод^{Ф, ЧерНо-}
ф^{т^~}Г" а&т jss^it"
И.П., Зинченко Е.А. и др // ФТТ» п^н заде С.Г., Жадько
Т. 23, № 1. -С. 52-54. ^Р техника полупроводников. - 1989. -

8. СТРУКТУРНО-ФАЗОВАЯ ПЕРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ НА РАЗНЫХ ИЕРАРХИЧЕСКИХ УРОВНЯХ РАЗВИТИЯ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

К концу 80-тых годов XX века произошла смена взглядов на природу и механизм пластической деформации. Микроскопический подход к ее описанию с использованием дислокаций и равновесной термодинамики утратил свои безоговорочные позиции, уступив место синергетической модели пластического течения, основные положения которой в той или иной форме сформулированы проф. А.А. Пресняковым гораздо раньше. В последующих работах они получили лишь свое дальнейшее развитие на более высоком уровне современной науки и техники эксперимента.

В соответствии с этой моделью деформируемый кристалл представляет собой открытую неравновесную диссипативную систему, в которой под влиянием деформации должны периодически наблюдаться нестационарные процессы структурной неустойчивости, переходящей к хаотическому состоянию. При этом материал претерпевает структурное превращение, подобно фазовому, по А.А. Преснякову - деформационное превращение с соответствующим изменением структуры, строения и свойств.

В данной серии работ на примере алюминий-цинкового эвтектоида, являющегося классическим объектом изучения сверхпластичности, показано, что пластическое течение сопровождается образованием четко определяемых металлографически зон микро- (границы фаз) и макролокализации (стационарная шейка) с полной или частичной перекристаллизацией исходной структуры. В этой связи перекристаллизация является отражением деформационных превращений, контролирующих процессы самоорганизации метастабильных структур в зонах локализации и их кооперативного поведения в механическом поле деформации. Характер распространения этих зон, закономерности их образования и конфигурация позволяют утверждать, что они имеют фрактальную природу. В результате чего в процессе текущей деформации в материале создается упрочняющий структурный каркас, предохраняющий его от преждевременного разрушения.

8.1. Формирование структур при эвтектоидном распаде в системе алюминий-цинк в различных условиях переохлаждения. [Пресняков А.А., Аубакирова Р.К., Дегтярева А.С. // Журнал физической химии, 1983, т.57, №3, с.561-567]

Изложены результаты детального исследования эвтектоидного распада в системе алюминий-цинк при различной степени переохлаждения.

При исследовании эвтектоидного превращения в системе алюминий-цинк в основном указывается на наличие двух форм сложения эвтектоидной смеси: глобулярной и пластинчатой, образующихся соответственно в случае закалки и медленного охлаждения из р-области [1-6]. Однако авторы [7], применяя изотермическую закалку, обнаружили другие типы

структур и пришли к заключению о непрерывном переходе от глобулярного эвтектоида при 20°С до пластинчатого при 200°С.

Определение содержания компонентов в фазах показало, что концентрация цинка в α -фазе глобулярного эвтектоида составляет 0,1-0,8 ат.%, а в пластинчатой структуре достигает 8,5 ат.% [2,3], что существенно отличается от равновесной (1,7 ат.%). Исходя из строения существующих диаграмм состояния системы [8, 9], должно было бы выполняться обратное соотношение, и причина такого расхождения пока неясна.

Кроме того, в настоящее время нет единого мнения о причинах и механизме формирования этих морфологий. Высказывается точка зрения о том, что образование мелкозернистой структуры аналогично процессам фрагментации и коагуляции при сфероидизирующем отжиге сталей с пластинчатым перлитом [6]. Согласно [10], такой тип структуры возникает в результате спинодального распада, развивающегося одновременно в пределах всего зерна высокотемпературной фазы. Против этого говорят данные работ [1, 6], в которых на ранних стадиях распада наблюдалось преимущественное развитие этого процесса у границ Р-кристаллов с образованием тонкопластинчатых выделений α и β -фаз. Однако авторы [1] подчеркивают тот факт, что при пониженных температурах существенно возрастает число случайных центров зарождения новых фаз внутри зерна высокотемпературной фазы, в результате чего картина распада становится неясной. Образующиеся при этом продукты реакции имеют, скорее, зернистое сложение, чем пластинчатое. Все эти факты указывают на то, что природа процессов, протекающих в данном сплаве при развитии эвтектоидного превращения, достаточно сложна и окончательно не установлена.

В связи с этим задача данной работы заключается в исследовании закономерностей эвтектоидного распада в системе алюминий-цинк в зависимости от степени переохлаждения сплава и формирования при этом микроструктуры продуктов реакции.

В качестве основного материала использовался сплав эвтектоидного состава, содержащий 78 масс. % цинка. Для изменения степени переохлаждения (и, следовательно, условий распада) применялась прямая закалка при 375 °С в 10 %-ный раствор едкого натра и изотермическая из β - области в масляные ванны с температурами 75, 100, 125, 175, 200, 225 и 275° С. После определенной выдержки при каждой из них (по мере роста температуры закалочной среды время выдержки уменьшалось) производилась закалка в 10 %-ный раствор едкого натра комнатной температуры. Непосредственно после термообработки проводился микроанализ, измерение микротвердости и рентгенографирование образцов на дифрактометре ДРОН-0,5 с использованием медного излучения. Величина параметра, полуширины и интенсивности пика рассматривались по линии (331) алюминиевой фазы. Результаты по прямой закалке сплава из 0-области подтвердили данные других исследователей [1-6]. Продукты распада в этом случае представляют собой мелкозернистую двухфазную смесь из алюминиевой и цинковой составляющих.

В ходе металлографических исследований образцов после изотермической закалки было обнаружено, что помимо описанных ранее [1-6] глобулярного и пластинчатого сложения α - и γ -фаз в области 75-125 °С, т. е. при довольно высоких степенях переохлаждения, возникает нехарактерная для данного сплава хлопьевидная морфология (рис. 1,а). В общем виде структура материала представляет собой совокупность сложной формы двухфазных образований двух видов с преобладанием в одном случае алюминиевого, в другом - цинкового (светлые участки) твердых растворов и сильнейшим внедрением их друг в друга. При этом довольно часто эти образования, как отмечалось и в работе [6], имеют вид своеобразных сферолитов по типу трооститных глобулей в сталях.

Повышение температуры изотермической закалки до 175 °С и выше, т.е. уменьшение степени переохлаждения, приводит к существенному изменению морфологии сплава. Происходит своеобразная коагуляция (группировка) однородных структурных составляющих и формирование на их основе двухфазных колоний с четкими границами раздела между ними. При изотермической закалке на 200 °С размеры образующихся колоний максимальны. Внутри них начинают появляться, по-видимому, не вполне сформировавшиеся, поскольку они имеют более сложную форму по сравнению с отожженным эвтектоидом, пластинки обеих фаз (рис. 1,б). Кроме того, в колониях с преобладанием цинковой составляющей пластины алюминиевой фазы имеют значительно меньшую толщину, чем

С нашей точки зрения, эта разновидность сложения продуктов эвтектоидного распада представляет собой начальный этап формирования пластинчатого эвтектоида, для которого в равновесном состоянии характерно соотношение α - и γ -фаз, близкое 1:1. Создается впечатление, что в формировании структур более активную роль играет цинковая составляющая, именно она осуществляет перераспределение фаз и определяет морфологию продуктов реакции аналогично ведущей фазе при эвтектической кристаллизации [11,12]. Вероятно, подобную же роль выполняет цементит при перлитном и феррит при бейнитном превращениях переохлажденного аустенита [13].

При повышении температуры изотермической закалки до 225 °С существенно увеличивается количество образующихся пластин, а границы раздела колоний становятся менее четкими. И только при очень малых переохлаждениях, вблизи 275 °С, степень развития пластинчатой структуры наиболее полно приближается к равновесной ($\alpha:\gamma \sim 1:1$), и формируются колонии крупнопластинчатого эвтектоида (рис. 1, в).

Таким образом, повышение температуры изотермического превращения (3 фазы от 20 до 275 °С, т. е. уменьшение степени переохлаждения сплава, позволяет фиксировать последовательное изменение микросложения продуктов реакции при приближении условий распада к равновесным (рис. 1). Так, при больших степенях переохлаждения, вблизи 20°С, продукты распада глобулярные, в области 75-175°С имеет место хлопьевидная морфология сплава, в интервале 200-275°С - неравновесная пластинчатая в разных стадиях формирования пластин.

Следует отметить тот факт, что до 200 °С пластинчатое сложение составляющих фаз полностью отсутствует, при 200°С оно только намечается в пределах отдельных колоний и получает наиболее полное развитие при закалке на 275°С (ср. рис. 1, б и 1, в).

рис. 2. Рис. 3

Рис. 2. Изменение микротвердости близэвтектоидных сплавов в зависимости от состояния материалов и температуры изотермической закалки: 1 - 75,1 - 78,3 - 80,4 = 85 масс. % цинка.

Рис. 3. Изменение параметра (1), интенсивности (2) и полуширины (3) линии (331) α -фазы с температурой изотермической закалки указывает на сильнейшее искажение решеток фаз, выделившихся при данной температуре, и увеличение их легированности.

Кроме того, значения микротвердости как у алюминиевоцинкового эвтектоида (рис. 2, кривая 2), так и у близэвтектоидных сплавов (рис. 2, кривые 1, 3, 4) при закалке на 100°С достигают максимальной величины.

Это в свою очередь может свидетельствовать об интенсивном протекании распада в данных условиях с образованием необычной для эвтектоидного сплава хлопьевидной структуры.

Суммируя изложенное выше, можно предположить, что формирование той или иной морфологии сплава (хлопьевидной, переходной к пластинчатой и пластинчатой) связано с изменением хода распада в области 100, 200 и 275 °С. Подтверждением такой точки зрения могут служить данные об аномальном изменении физических и механических свойств эвтектоидного сплава вблизи этих температур [3, 14-16]. Результаты работы [17] показывают, что растворение в α -фазе цинка сопровождается перераспределением электронов по состояниям, т. е. в конечном итоге изменением состояния составляющих эвтектоидную смесь фаз.

В хорошем соответствии с результатами микроанализа находятся данные рентгенографических исследований. При рентгенографировании сплава после изотермической закалки для каждой температуры использовался свой образец, что позволило исключить влияние предыдущих режимов термообработки и выявить общие тенденции изменения характеристик α -твердого раствора с повышением температуры закалки. В результате проведенных исследований обнаружена сложная зависимость параметра, полуширины и интенсивности (331) линии от температуры закалки (рис. 3). На кривой изменения параметра α -фазы выделяются две экстремальные точки вблизи 100 и 175 °С, отвечающие соответственно максимальному и минимальному содержанию в ней цинка. При увеличении температуры изотермической закалки до 200 °С и выше параметр α -фазы несколько снижается, что свидетельствует о ее повторном насыщении цинком, гораздо менее интенсивном, чем в случае закалки на 75-100 °С. При этом максимальное размытие линии наблюдается в области 75 °С, при 225 °С она наиболее острая (рис. 3, кривая 3).

На первый взгляд более простым представляется ход максимальной интенсивности пика с температурой изотермической закалки, а именно имеет место монотонный рост ее по мере повышения температуры (рис. 3, кривая 2). Однако наличие всплесков интенсивности в области 150 и 225 °С указывает, по-видимому, на то, что взаимосвязь этих величин намного сложнее.

Таким образом, как при микроанализе и измерении микротвердости, так и при рентгенографических исследованиях выделяются температурные интервалы аномального изменения различных характеристик вблизи 100 и 200 °С. Более существенное возрастание количества α -фазы при 150 и 225 °С и наличие повторного поглощения цинка α -твердым раствором при температурах выше 175 °С необъяснимо, если рассматривать эвтектоидное превращение как непрерывный, последовательный процесс, в ходе которого его продукты постепенно приближаются к равновесному состоянию. В этом случае с увеличением температуры изотермической закалки, г. е. при снижении величины переохлаждения и приближении условий распада к равновесным, происходил бы монотонный рост параметра и интенсивности α -фазы вплоть до 275 °С, чего в действительности не наблюдается.

Эти факты могут служить подтверждением того, что эвтектоидное превращение носит стадийный характер, т. е. в области 100 и 200°C возникают условия, приводящие к изменению хода распада. В этом случае наличие всплесков интенсивности на рис. 3 позволяет предположить, что вблизи данных температур имеет место разрыв линии интенсивности, а точки экстремальных значений параметра являются местами стыка трех самостоятельных кривых, соответствующих изменению содержания птити в а-фазах, образующихся в отдельности на разных стадиях распада, а следовательно, являющихся различными по своей природе. Исходя из этих предположений становится понятным, почему при резкой закалке из (3-область изменение состава а-кристаллов переходит через равновесную концентрацию (1,7 ат. % Zn) к почти чистому алюминию [2, 3].

Образование различных типов морфологического сложения структурных составляющих при эвтектоидном распаде может быть объяснено с точки зрения схемы кристаллизации, разработанной академиком Бочваром А.А. для эвтектик [11]. Согласно ей, в охлаждающейся жидкости самопроизвольно зарождаются и растут первичные кристаллы обоих компонентов, в момент их соприкосновения в местах стыка происходит лавинообразный эвтектический распад с образованием двухфазной эвтектической смеси. Сущность эвтектической кристаллизации, по мнению автора, заключается в диффузионном разделении (распаде) однородной прежде жидкости на равновесную смесь кристаллов двух видов. При этом автор [11] считал, что основные закономерности эвтектической кристаллизации из эвтектоидного распада принципиально одинаковы.

Если, с учетом сказанного выше, распространить данную схему, а также законы Таммана на случай эвтектоидного распада, то при резкой закалке, в условиях значительного переохлаждения, когда по Тамману преобладает процесс зарождения центров кристаллизации алюминиевой и цинковой фаз, должен происходить практически мгновенный распад а-твердого раствора с образованием двухфазной эвтектоидной смеси из почти чистых компонентов.

Однако процесс выделения почти чистых компонентов в твердом состоянии протекает за значительно большее время, от одних суток до месяца, по данным разных авторов [2, 3], чем при кристаллизации жидкостей. Причем определить преимущественные участки развития превращения в этом случае из-за большого числа центров распада очень трудно. Как и при эвтектической кристаллизации, этот процесс совершается с скоростями, которые не могут быть обеспечены обычной диффузией. По этой причине в условиях больших переохлаждений, при существенном подавлении выравнивающей диффузии, превращение скорее всего осуществляется в основном за счет разделительной диффузии, обеспечивающей образование большого количества центров распада, существенный рост которых вследствие этого ограничен.

Аналогичные результаты получены в работе [1], когда после изотермической закалки сплава на температуры ниже 150 С поверхность шлифа становится как бы одним центром развития превращения, образующиеся при этом

продукты реакции имеют мелкозернистое сложение.

При изотермической закалке на 75-125 °С, когда степень переохлаждения несколько ниже, больший вклад в развитие превращения вносит выравнивающая диффузия, обеспечивающая обмен компонентами между фазами и выравнивание состава. В этом случае существенно уменьшается число зародышей алюминиевой и цинковой фаз внутри α -кристаллов. В процессе их роста в результате взаимодействия с оставшейся β -фазой меняется состав обоих видов кристаллов и приближается к эвтектичному (критическому). Собственно эвтектичная реакция начинает развиваться в момент соприкосновения выросших зародышей (по Бочвару А.А.) с образованием хлопьевидного (сферолитного) сложения ее продуктов.

Таким образом, в условиях средних степеней переохлаждения при конкурирующем влиянии процессов зарождения центров распада и кристаллизации (по Тамману) распад развивается за счет одновременного действия обоих этих факторов при определенном вкладе каждого из них или, другими словами, при одновременном более полном развитии разделительной и выравнивающей диффузий. В этом случае могут возникать промежуточные (из-за частичного подавления обоих типов диффузий) переходные морфологии сплава, которые при последующей термообработке будут переходить в более равновесные.

Эксперименты по отпуску хлопьевидной морфологии действительно показали, что она является нестабильной, переходной формой сложения эвтектичной смеси и после выдержки при 200°С в течение полутора часов переходит в пластинчатую, при 250°С для завершения такого перехода оказалось достаточным и 30 мин. Отличительной особенностью этой формы сложения эвтектичного сплава является высокая насыщенность α -составляющей цинком (рис. 3). На существование метастабильной с высоким содержанием цинка α -фазы, которая может образовываться при всех температурах вплоть до 240°С, указывают авторы [1].

В случае малых переохлаждений, вблизи 200-275°С, резко уменьшается число центров кристаллизации алюминиевой и цинковой фаз внутри β -твердого раствора, разделительная диффузия в значительной мере подавлена, но создаются более благоприятные условия для развития выравнивающей. При этом необходимо учитывать, что в отличие от однородной жидкости в твердом состоянии самопроизвольное зарождение центров распада внутри зерен β -фазы будет подавляться преимущественным выделением частиц новых фаз у границ исходной, где этот процесс по энергетическим условиям существенно облегчен, поскольку граница зерна является источником повышенной свободной энергии, способствующей превращению [18]. По этой причине при высоких температурах распад β -

твердого раствора в основном будет осуществляться за счет роста α - и γ -фаз с границ (3-кристаллов аналогично перлитному превращению переохлажденного аустенита).

На основании изложенного выше можно заключить, что в формировании глобулярного сложения эвтектоидной смеси определяющая роль принадлежит разделительной диффузии (по Тамману - процессу образования центров распада), хлопьевидного и незавершенного пластинчатого - разделительной и выравнивающей одновременно при определенном вкладе каждой из них в зависимости от степени переохлаждения. Пластинчатый эвтектоид образуется за счет преимущественного развития выравнивающей диффузии при существенном подавлении разделительной.

Таким образом, различные типы сложения продуктов эвтектоидной реакции, образующиеся в неравновесных условиях развития распада, отражают степень его завершения, т. е. степень отклонения состояния сплава от равновесного. Подавление в той или иной мере диффузионных процессов, обеспечивающих распад, приводит к тому, что в реальных условиях охлаждения получение равновесных продуктов реакции затруднено, хотя степень отклонения их от равновесия будет различна.

Подробный анализ процессов, протекающих при эвтектической кристаллизации и образующихся при этом структурах, дается в работе [19], причем основные положения ее могут быть распространены и на случай эвтектоидного распада. Повышение величины переохлаждения сплава относительно точки эвтектоидной реакции приводит к увеличению степени неравновесности продуктов распада, возрастанию их метастабильности. При этом имеет место следующая последовательность формирования сложения эвтектоидной смеси.

1. В условиях малых переохлаждений и преобладания выравнивающей диффузии образуется собственно эвтектоидная структура грубопластинчатого сложения с приблизительно равным соотношением α - и γ -фаз.
2. При средних степенях переохлаждения и конкурирующем влиянии на распад разделительной и выравнивающей диффузии (α по Тамману - процесса образования центров распада и кристаллизации) образуются промежуточные формы сложения продуктов реакции - хлопьевидная, сферолитная, переходная к пластинчатой.
3. При высоких степенях переохлаждения в условиях преобладания разделительной диффузии и существенного подавления выравнивающей образуется мелкозернистая двухфазная смесь из почти чистых алюминия и цинка.

Данная схема распада, разработанная на основе модели кристаллизации А.А. Бочвара в применении к твердому состоянию, показывает неравновесный характер продуктов реакции за счет подавления в разной степени диффузионных процессов, обеспечивающих распад. Причем повышение величины переохлаждения материала относительно температуры превращения увеличивает степень неравновесности его продуктов. Наличие метастабильности при определенных температурно-скоростных условиях

обуславливает изменение состояния сплава и в конечном итоге его свойств.

Литература

1. Garwood R.D., Hopkins A.D. J. Inst. Metals, 1953, v. 81, p. 407.
 2. Червякова В.В., Пресняков А.А. Изв. АН СССР. ОТН, 1960, № 3, с. 92.
 3. Schulze W., Sauerwald F.Z. Metallkunde, 1962, B. 53, H. 10, S. 52.
 4. Cheetman D., Ridley N.J. Inst. Metals, 1971, v. 99, № 12, p. 371.
 5. Smith A.E.W., Hare G.A. Ibid., 1973, v. 101, p. 320.
 6. Новиков И.И., Портной В.К., Журавлева Н.С., Шмурыгин Е.Г. Докл. АН СССР, 1976, т. 230, № 3, с. 642.
 7. Effenberger D.W.F., Schulze W.G.E. Z. Metallkunde, 1968, B. 59, H. 10, S. 824.
 8. Хансен М., Андерко К. Структура двойных сплавов. М.: Metallurgizdat, 1962.
 9. Эллиот Р.П. Структура двойных сплавов. Т. 1. М.: Metallургия, 1970, 89 с.
 - Ю. Ardell A.J., Nuttall K., Nicholson R.B. In: The mechanism of Phase Transformation in Crystalline Solids, 1969, p. 22.
 11. Бочвар А.А. Исследование механизма и кинетики кристаллизации сплавов эвтектического типа. М., - Л.: ОНТИ, 1935.
 12. Таран Ю.Н. Metalловед, и термин, обраб. металлов, 1977, № 10, с. 19.
 13. Садовский В.Д. Превращение переохлажденного аустенита. М.: Metallургия, 1947.
 14. Nuttall K. J. Inst. Metals, 1971, v. 99, № 9, p. 266.
 15. Chandhari P. Acta Metallurg., 1967, v. 15, № 12, p. 1777.
 16. Аубакирова Р.К., Пресняков А.А., Мофа Н.Н. и др. Изв. АН СССР. Металлы, 1976, № 3, с. 150.
 17. Драчук А.А., Коренченко Е.С., Клещев Г.В. Тр. Челяб. Ин-та механизации и электрификации сельского хозяйства, 1978, № 146, с. 72.
 18. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. М.: Metallургия, 1974, с. 135.
 19. Пресняков А.А., Аубакирова Р.К., Дегтярева А.С. О механизме эвтектического распада в бинарных сплавах. Препринт Института органического катализа и электрохимии АН КазССР, Алма-Ата, 1980.
- Академия наук КазССР
Институт органического Катализа и электрохимии Поступила в редакцию
катализа и электрохимии 25.11.1981
Алма-Ата

8.2. Влияние деформации на формирование структур при эвтектоидном распаде в системе алюминий-цинк [Дегтярева А.С., Максимова Н.В., Аубакирова РК // Материаловедение конструкционных сельскохозяйственных машин, Алма-Ата, 1986, с.48-58]

В настоящее время общепризнано существование метастабильных структур в эвтектических системах при больших скоростях охлаждения [1]. При эвтектоидном распаде, на значительное сходство которого с эвтектической кристаллизацией указывал А.А. Бочвар, скорости диффузий намного меньше, поэтому формирование метастабильных структур еще более вероятно. Самые известные из них: мартенсит, бейнит, троосит, сорбит. Большой набор переходных морфологии эвтектоидной смеси обнаружен и в других системах [2,3], но в их число, как правило, система «алюминий-цинк» не входит. Однако авторы, применяя изотермическую закалку, пришли к выводу о существовании промежуточных неравновесных структур и в этом случае. Различные формы микростроения эвтектоида (глобулярная, хлопьевидная, незавершенная пластинчатая и пластинчатая), согласно [4], характеризуют определенную полноту развития эвтектоидного превращения и являются в большей или меньшей степени метастабильными. При этом, чем выше степень переохлаждения, тем сильнее подавляются диффузионные процессы, тем в более неравновесном состоянии находится материал. Задача данной работы состоит в исследовании пластичности различных морфологических форм эвтектоида «алюминий-цинк».

С этой целью проводился разрыв образцов с глобулярной, хлопьевидной и пластинчатой структурами при температурах 100, 150, 200, 250 и 275 °С со скоростью движения захватов машины 4 мм/мин. Сведения о режимах термической и деформационной обработок и показателях пластичности представлены в таблице 1.

ft

Таблица 1- Пластичность эвтектоида Al-Zn при различных режимах термической и деформационной обработок

№№	Тзак., °С	Тразр., °С	5, %	V	№№ п/	Тзак., °С	Тразр., °С	5, %	V
	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1			23,4	0,422	26			82,1	0,770
2			27,0	0,538	27			92,5	0,708
3			30,7	0,603	28			138,5	0,824
4			38,7	0,698	29			272,1	0,980
5			58,8	0,975	30			19,0	0,360
6			70,7	0,994	31			28,9	0,640
7			86,9	0,990	32			51,8	0,960
8			89,0	0,995	33			55,3	0,962
9			96,2	0,999	34			57,5	0,937
3			152,6	0,998	35			86,0	0,990
11 12			217,9	0,999	36	100	275	137,0	0,999
13	75	100	250,3	0,999	37	125	100	179,9	0,999
14	75	150	17,8	0,294	38	125	150	128,2	0,999
15	75	200	79,8	0,806	39	125	200	163,0	0,999
16	75	250	104,8	0,935	40	125	250	86,2	0,560
17	75	275	35,0	0,788	41	125	275	126,0	0,806
18	100	100	46,8	0,840	42	175	100	151,1	0,699
19	100	150	32,4	0,751	43	175	150	230,8	0,889
13	100	200	33,8	0,654	44	175	200	24,4	0,670
21 22	100	250	40,8	0,814	45	175	250	27,5	0,698
51			120,2	0,999	76	225	250	42,7	0,942
52			110,3	0,771	77	225	275	66,6	0,999
53			116,7	0,776	78	275	100	120,0	0,990
54			170,5	0,945	79	275	150	103,4	0,991
55			16,6	0,422	76	275	200	118,3	0,990
56			21,3	0,470	81 82	275	250	126,0	0,995
57			25,6	0,570	83	275	275	163,1	0,999
58			18,9	0,361	84			176,1	0,998
59			40,5	0,640	85			224,4	0,261
51			42,3	0,675	86			15,2	0,401
61 62			39,3	0,806	87			18,3	0,291
63	175	275	43,2	0,856	88			19,0	0,293
64	200	100	146,4	0,999	89			20,3	0,294
65	200	150	183,9	0,999	90			14,4	0,360
66	200	200	125,5	0,773	91			20,7	0,581
67	200	250	164,0	0,841	92			35,3	0,999
68	200	275	20,5	0,438	93			289,0	0,999
69	225	100	28,7	0,641	94			376,2	0,076
70	225	150	28,5	0,190	83			16,3	0,392
71	225	200	36,8	0,564	06			28,1	0,999

Анализ полученных результатов показывает, что повышение температуры изотермической закалки, т. е., согласно [4], перевод сплава в более равновесное состояние приводит к снижению пластичности как по удлинению, так и по сужению. Наиболее резкое повышение пластичности для всех исследуемых структур наблюдается при разрыве в области 250 °С. При 275 °С (точка эвтектидной реакции) имеет место максимальная нестабильность свойств. По-видимому, это обусловлено недостаточно точным фиксированием данной температуры в ходе эксперимента. Перегрев сплава при изотермической закалке ведет к получению высокопластичного глобулярного эвтектоида, а при растяжении - к переходу в Р-область и к существенному снижению показателей пластичности.

Металлографические исследования образцов с хлопьевидной структурой после разрыва показали, что при температурах растяжения, меньших или равных 200°С, в структуре головок и областей равномерной деформации значительных изменений не наблюдается (рис. 1а). Однако по сравнению с исходным состоянием при деформации появляются игольчатые образования, количество которых заметно уменьшается от головки к месту разрушения. Наиболее яркие изменения строения сплава наблюдаются при переходе в область локального течения (рис. 1б). Начинается постепенное преобразование хлопьевидной структуры, которое характеризуется появлением округлых частичек цинковой фазы (рис. 1б). С ростом сужения количество этих частиц значительно увеличивается и в месте разрушения достигает максимальной величины. При температуре 200°С в очаге локализации деформации происходит полная перекристаллизация хлопьевидной структуры, при более низких - лишь частичная. В отдельных случаях непосредственно по месту разрушения строение сплава становится однофазным, что может быть связано с перераспределением фаз под влиянием деформации.

Повышение температуры до 250°С приводит к кардинальному изменению микросложения материала не только в месте разрыва, но и в головке образца (рис.2а). Следовательно, при данных условиях эксперимента только в результате нагрева хлопьевидная морфология сплава превращается в пластинчатую. Последующее наложение деформации может привести к тому, что закономерности преобразования микроструктуры будут отличаться от описанных выше. В этом случае процесс растяжения практически сразу становится локализованным, нет явно выраженного участка равномерного деформирования. Видимо, по этой причине изменение микросложения фаз начинается непосредственно у головки образца и характеризуется выделением по границам пластинчатых колоний частичек цинковой фазы очень сложной формы. Количество и размеры этих выделений сильно увеличиваются с ростом деформации вдоль образца (рис. 2б). Вблизи места разрушения они разрастаются настолько, что становятся основным элементом структуры, образуя своеобразную матрицу из цинковой фазы, внутри которой располагаются остатки эвтектидной смеси (рис. 2 в). На основе анализа получающихся структур можно высказать предположение, что под влиянием деформации перераспределение компонентов происходит, по-видимому, за счет снижения растворимости цинка в алюминиевой фазе.

Таким образом, процесс деформации алюминиево-цинкового эвтектоида с хлопьевидной морфологией сопровождается перекристаллизацией сплава, и она протекает тем полнее, чем выше температура деформации. Эти результаты также подтверждают высказанное ранее предположение [4] о том, что хлопьевидная структура действительно является нестабильной, переходной формой сложения эвтектоидной смеси и существенно изменяется не только в ходе деформации, но и при высокотемпературном отжиге (рис. 2 а).

Деформация образцов после изотермической закалки на температуры выше 200 С, т.е. с более равновесным пластинчатым микросложением [4], также сопровождается перекристаллизацией сплава в области локального формоизменения (рис. 3). Этот процесс характеризуется появлением участков перекристаллизованной структуры по границам пластинчатых колоний в виде ободков различной толщины. Их размеры резко увеличиваются с ростом сужения, однако полного изменения морфологии сплава не происходит. Примечательным является тот факт, что во всех случаях строение «перекристаллизованной» структуры практически одинаково (рис. 3).

Рис.3. Изменение пластинчатой структуры алюминиево-цинкового эвтектоида при растяжении в области локальной деформации (x 2000).

Таким образом, полученные результаты показывают, что пластинчатая структура изменяется гораздо меньше хлопьевидной при всех температурах растяжения (рис. 16, 2в, 3), Сплав в этом состоянии имеет и более низкие показатели пластичности (табл. 1). С другой стороны, степень перекристаллизации, т.е. количество «перекристаллизованной» структуры определяется исходным состоянием сплава, отклонением его от равновесного. Чем оно выше, тем большими возможностями дораспада обладает материал, тем сильнее изменяется его микросложение в ходе деформации, тем большей пластичностью он

Из таблицы 1 следует, что максимальные удлинения образцов с хлопьевидной морфологией не превышают 100 %, что в несколько раз меньше, чем у глобулярного эвтектоида, но больше, чем у пластинчатого. Эти результаты хорошо согласуются с положениями, развиваемыми в [5], согласно которым пластические свойства металлических материалов в существенной мере определяются их метастабильностью.

Следовательно, глобулярный эвтектоид в структурном отношении наиболее неравновесный [4] должен претерпевать перекристаллизацию. Однако обнаружить металлографически ее труднее, так как столь резкой разницы в форме структурных составляющих до и после деформации нет (рис. 4). Аналогичная точка зрения высказывается в работе [6], где авторы прямо указывают на протекание перекристаллизации глобулярного эвтектоида при деформациях больших 100 %. По их мнению, в этом процессе определяющая роль принадлежит цинковой фазе. Возникновение новых зерен при разрыве закаленного сплава обнаружено и в работе [3], что также связывается с исключительно высокой активностью цинка.

Известно, что в условиях всестороннего сжатия происходит заметное увеличение растворимости цинка в алюминиевой фазе [7]. При разрыве в области локализации материал подвергается всестороннему растяжению в результате чего возможно обратное явление — выделение избыточного при При растяжении, когда степень текущей деформации все время меняется, происходит постоянное изменение концентрации цинка в фазе. Следовательно, создаются условия такие же, как при дендритной кристаллизации из жидкого состояния, когда выпадающие кристаллы имеют переменный состав. Вероятно, по этой причине элементы «перекристаллизованной» структуры имеют вид сильно разветвленного дендрита.

Таким образом, полученные результаты показывают, что пластичность

эвтектоида «алюминий—цинк» в значительной степени обуславливается микроструктурой сплава, его структурной метастабильностью, а наличие переходных морфологий предопределяет возможность стабилизации сплава при последующем деформировании. Следовательно, пластичность металлических материалов определяется не столько типом исходной структуры, сколько возможностью ее стабилизации в конкретных условиях.

публикациях о спонтанной и стационарной локализации пластического течения специально оговаривалось, что разработанный метод аппроксимации формоизменения с помощью сопряженных конусов скольжения является в достаточной мере абстрактным, схематичным, и на самом деле это явление должно быть несравненно более сложным [9-11].

В последнее время были поставлены эксперименты по изучению развития локализации деформации в условиях плоского напряженного состояния при растяжении очень тонких лент (толщиной 0,050 мм). Соотношение ширины к их толщине достигало 400, то есть мы вполне могли говорить о плоском характере (двумерной модели) деформации [13]. Обычно считается, что из-за резкого уменьшения локально- деформированного объема при разрыве тонких лент наступает масштабная хрупкость пластичных материалов [5], действительно имеющая место в практике.

Однако при проведении экспериментов по растяжению тонких лент при высоких температурах (исследовались стали X23Ю5 и X18Ю5) — вблизи 900-1050 °С мы неожиданно столкнулись с достаточно ярким развитием шейки по ширине образца с сужением порядка 0,45-0,55, распространяющимся на достаточно большую длину [13]. Таким образом, при довольно высоких температурах, приводящих к появлению значительной пластичности, происходит образование шейки и у очень тонких лент, хотя в условиях холодной деформации появление размерной хрупкости сомнений не вызывает [13]. Разумеется, это противоречие не может быть объяснено достаточно убедительно и требует дальнейшего изучения.

Но самым интересным экспериментальным фактом явилось обнаружение в шейке своеобразного «шнурового» характера деформации: сужение и растяжение в ней происходило неравномерно, а в виде возникновения поперечного рельефа с образованием «шнуров» - малых по сечению протяженных в направлении растяжения достаточно многочисленных линейных зон, в которых сосредоточивалась основная часть деформации. Поверхность ленты как бы «сморщивалась». Самое интересное заключалось в том, что разрушение начиналось в промежуточных, относительно слабо деформированных областях (рис. 1). Главным выводом из анализа этого материала является представление о крайней неравномерности и сложности деформированно-

напряженного состояния в шейке, значительно отличающегося от его принципиальной схемы, обуславливающей сложный ход деформации и разрушения.

V/ ⁴¹ Г "i алхх v/X± ^A 1X1 ЮТ D vJiCiv J. 1т

шейки при растяжении : а - сталь X23Ю5, б - сталь X18Ю5 1 3 - температура деформации 900 °С, 2,4 - 500 °С. Скорость растяжения 4 мм/мин.

Очевидно, что основной причиной развития такой «шнуровой» локализации деформации является неравномерность заделки очень тонкой ленты в клиновых насеченных захватах разрывной машины. В связи с этим в образце возникают почти линейные, малые по сечению шнуровые деформированные области, подверженные наиболее высоким степеням деформации, что вызывает неоднородность течения материала по сечению ленты, проявляющейся в виде «шнуровой» локализации. Таким образом, последняя является следствием влияния реальных условий эксперимента на растяжение.

Однако следует иметь в виду, что неравномерность сопряжения образцов с захватами разрывной машины имеет место практически во всех реальных экспериментах не только при растяжении, но и при дру! их видах деформации. Кроме того, само формоизменение образца его локальное течение, являющееся неравномерным, создает предпосылки к появлению всевозможных побочных эффектов, приводящих к существенному изменению принципиальных схем локализации пластического течения и значительной трансформации бегающих и стационарных шеек. Этот факт постоянно следует иметь в виду при анализе результатов опытов и их теоретической трактовке.

Нечто подобное происходит и при деформации плоских и цилиндрических образцов больших сечений: крепление их в захватах машины принципиально не может быть равномерным с учетом значительных степеней пластической деформации в продолжении опыта. Крепление цилиндрического образца с помощью резьбы создает значительную разность деформации в его головке, которая и проявится в виде «шнуровой»

локализации течения. При этом в связи с техническими неточностями изготовления образца и захватов неравномерность течения в существенной мере усилится. Количество «шнуровых» локально деформированных областей при этом обязательно должно быть достаточно большим и неравномерно распределенным по сечению.

При свободном контакте образца с захватами (клиновыми, насеченными или цилиндрическими гладкими) развитие этого явления может принять еще более выраженный характер из-за неизбежных в практике перекосов и несоосности машины и образца (дополнительно к вышеназванной причине). То же самое происходит и при растяжении плоских толстых образцов. Следует указать также, что в последнем случае накладывает свой отпечаток изменение деформированно-напряженного состояния металла из-за несимметричности образца в поперечном направлении (ширина его всегда больше толщины). Все эти факты говорят о том, что появление «шнуровой» локализации деформации является универсальной закономерностью любого формоизменения вещества, будь то растяжение, осадка, прессование, кручение или прокатка. Этот эффект создает значительную дисперсию структур и свойств в деформированном образце, что особо следует учитывать при исследовании влияния деформации на свойства металлов и сплавов [9-11].

Частным случаем проявления «шнуровой» локализации деформации является образование полосчатой и волокнистой структуры деформированных заготовок и изделий, а также возникновение кристаллографических текстур, которые обнаруживают значительную дисперсию ориентировок [14]. Последнее особенно необходимо иметь в виду при текстурных исследованиях, как правило, не учитывающих действие этого фактора. При изучении многофазных сложных сплавов следует учитывать тот факт, что к появлению «шнуровой» локализации деформации могут дополнительно привести неравномерность течения разных по свойствам фазовых составляющих, а также различные физико-химические процессы и превращения, которые могут стимулироваться пластическим течением, особенно тогда, когда развивается суперпозиция превращения и деформации. В этом случае может возникать сильная разнородность структуры, а также различная степень перекристаллизации отдельных зон и областей заготовок и изделий, что очень важно для промышленного производства некоторых сложных и малоосвоенных сплавов и композиций.

В качестве примера мы можем привести проявление «шнуровой» локализации деформации при сверхпластическом течении сплавов алюминий-цинк (рис. 2). Анализ этих данных говорит о том, что в данном случае очень хорошо просматривается локализация этого типа в области вблизи поверхности разрушения. Строчечный характер структуры выявляется здесь совершенно четко.

Не меньший интерес представляет анализ пористой структуры образцов титановых сплавов после растяжения со сверхпластичностью (рис. 3). В этом случае развивается так называемая «каналообразная» пористость, прямо очерчивающая шнуры деформации при растяжении. До сих пор не было достаточно физически обоснованного объяснения этого эффекта, но введение представления о «шнуровой» локализации деформации сверхпластичного материала в значительной мере проясняет природу этого явления. Оно является доказательством того, что в областях шнуровой локализации развиваются достаточно сложные физикохимические процессы со значительными изменениями и приводящими к большому количеству пор.

Рис. 3. Каналообразные поры при растяжении титанового сплава ПТ-3В. Температура деформации 900 °С, скорость растяжения 4 мм/мин. (x 500).

Другим проявлением шнуровой локализации является структурная перестройка сверхпластичного образца титанового сплава при кручении (рис. 4). В этом случае на его поверхности проявляются четко выраженные выступы и впадины, имеющие винтообразную форму в связи с резкой неравномерностью деформации и несовершенными способами крепления образцов в захватах крутильной машины. Этот эффект был назван «винтовой локализацией деформации» [7-11]. Он был впервые описан в двадцатых годах нашего века Б.Я. Пинесом [15]. Возникновение «шнуров» деформации просматривается здесь очень ярко и наглядно. При кручении происходит неравномерная перекристаллизация сплавов, описанная нами ранее [16,17]. Естественно, что при использовании операции кручения в производстве, дисперсия свойств изделий будет довольно высокая.

Рис.4. Возникновение шнуровой локализации деформации при кручении титанового сплава ПТ-3В в области температур 850- 900°С при скорости вращения 1 об/мин.

«Шнуровая» локализация деформации при разрыве пластичных материалов проявляется очень ярко (рис. 5). «Чашечный излом» в этом случае представляет собой поверхность с большим количеством своеобразных «каверн» отрыва материала. Такой вид поверхности разрушения возникает вследствие неравномерности деформации «шнуров» и окружающего их материала. Масштаб этих образований показывает, что в ряде случаев их сечение имеет микроскопический характер порядка микрон и их количество довольно велико, Правда, надо иметь в виду, что при разрушении могут возникать вторичные шнуры деформации, связанные с изменением вблизи поверхности разделения половинок образца из-за изменения деформационно-напряженной обстановки в конкретных условиях. «Шнуровая» локализация деформации развивается в полном соответствии с ранее обнаруженными закономерностями, то есть путем работы бегающих и стационарных шеек. К сожалению, в настоящее время мы не имеем в своем распоряжении экспериментального материала для более подробного и обоснованного описания всех тонкостей этого процесса. Для этого требуются новые опыты и теоретические разработки. Однако с большой степенью вероятности можно утверждать, что развитие шнуровой локализации деформации сопровождается возникновением широкого спектра механических колебаний, которые фиксируются при работе системы «образец—машина» [18].

в образцах алюминиеоцинкового эвтектоида после растяжения при 275°C со скоростью 78 мм/мин. (x3000).

В заключение отметим, что реальное развитие локализация деформации в конкретных условиях эксперимента может иметь очень сложный комплексный характер по сравнению с описанными ранее схемами локального течения [1-11] и в каждом конкретном случае должно быть предметом тщательного анализа. Дополнительные исследования как феноменологии, так и физической природы локального пластического течения крайне необходимы, так как они определяют в конечном счете ресурс работы и разрушения металлического материала.

Литература

1. Кан Ф. Механическая технология. - Санкт-Петербург, 1908. 200 с.
2. Blass E. Stahl und Eisen. - Berlin, 1898, 7. 283 s.
3. Надаи А. Пластичность. - М.: ГИТТЛ, 1936. 270 с.
4. Губкин С.И. Теория обработки металлов давлением. - М.: Металлургиздат, 1947. 380 с.
5. Пашков П.О. Разрыв металлов. - Л.: Судпромиздат, 1960. 122 с.
6. Бриджмен П. Исследование больших пластических деформаций. - М.: Металлургиздат, 1955. 360 с.
7. Пресняков А.А. Локализация пластической деформации. - Алма-Ата: Наука, 1981. 121 с.
8. Пресняков А.А. Локализация пластической деформации. - М.: Машиностроение, 1983. 56 с.
9. Пресняков А.А. Очаг деформации при обработке металлов давлением. - Алма-Ата: Наука, 1988. 176 с.
10. Пресняков А.А. Методологические аспекты исследования пластичности. — В кн.: Материаловедение конструкционных материалов сельскохозяйственных машин. -Алма-Ата: Каз.СХИ, 1986. с. 3-14.
11. Пресняков А.А., Черноусова К.Т., Черноглазова Т.В., Мофа

- Н.Н. Развитие локализации деформации при растяжении хрупких и пластичных материалов. — В кн.: Материаловедение конструкционных материалов сельскохозяйственных машин. - Алма-Ата, 1986. с. 32-44.
12. Рахматуллин Х.А. Прикладная механика и математика. - М.: МГУ, 1945,9, № 1. с. 50-53.
13. Пресняков А.А., Борисенко Н.Д. Локализация деформации при растяжении тонких фоль. Изв. АН Каз.ССР, сер. физ.-мат. 1990. с. 15-23.
14. Адамеску Р.А., Гребенкин С.В., Шшлмаков А.С. Влияние деформации и отжига на неоднородность текстуры титановых сплавов. - Тезисы I Всесоюзной школы-семинара «Структурная и химическая микро-неоднородность в материалах». — Киев: Ин-т проблем материаловедения, 1990. с. 182-184.
15. Пинес Б.Я. Кручение однокристалльной каменной соли. - ЖРФХО, 1926, 58, № 3. с. 456-458.
16. Аубакирова Р.К., Дегтярева А.С., Пресняков А.А. Закономерности развития звектоидных реакций в бинарных системах. - Алма-Ата: Наука, 1990. 168 с.
17. Яровчук А.В., Пресняков А.А. Особенности развития локализации деформации при кручении сверхпластичного сплава алюминий-цинк. Изв.вузов, сер. Цветная металлургия, 1977, № 3. с. 140-142.
18. Пресняков А.А., Куличенко П.И. Некоторые соображения о работе системы «образец—машина» при испытании металлических образцов. - Препринт ИМиО АН КазССР, Алма-Ата, 1985.12 с.

9. ЛОКАЛИЗАЦИЯ ДЕФОРМАЦИИ В РАЗВИТИИ ПРЕДСТАВЛЕНИЙ О ПЛАСТИЧЕСКОМ ТЕЧЕНИИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

9.1. Закономерности развития пластической деформации, как результат неравновесного деформационно-структурного состояния металлических тел. [Кенжалиев Б.К., Пресняков А.А., Мофа Н.Н., Черно-глазова Т.В., Дегтярева А.С, Курапов Г.Г., Сулейменов Э.Н. (РГКП Институт металлургии и обогащения МОН РК г. Алматы, Казахстан) Материалы Конференции, Киев, 2004]

Аннотация

Дан анализ теоретических и экспериментальных работ по развитию пластического течения через развитие локализации деформации. Показано, что динамика пластического течения связана с неравновесностью деформационно-структурного состояния металлических (твердых) тел, а закономерности ее проявления обусловлены образованием и развитием участков локализации с направленными диффузионными потоками вещества и с дискретно развивающимися неравновесными физико-химическими процессами, приводящими к кардинальному изменению структуры материала и его физико-механических свойств.

Введение

В физике и механике деформируемых сред на протяжении столетия выдвигались различные представления о механизмах пластической деформации, среди которых большое внимание уделялось теории дефектов, удовлетворительно описывающей процесс пластического течения на микроуровне. В работах В.А.Лихачева и В.Е. Панина [1,2] было выдвинуто представление об иерархии структурных уровней деформации, согласно которому пластическое течение развивается поэтапно на различных уровнях. Эти уровни взаимосвязаны, так как количественные изменения на одном из них приводят к качественным изменениям на следующем иерархическом уровне. В большинстве традиционных работ теоретическое описание ведется с позиции представления о стационарном развитии пластического течения и описывается уравнениями линейной теорией упругости и равновесной термодинамики. Однако в большинстве случаев имеют место процессы, происходящие далеко от равновесия и сугубо нелинейные.

При макроскопическом подходе к пластическому течению большинство авторов описывали этот процесс как потерю стабильности пластического течения и образование геометрически выраженных зон (областей) локализации деформации [3,4]. Многочисленные исследования показали, что в локально-деформированных зонах наблюдаются существенные изменения структуры и физико-механических свойств материала. Это позволило ряду исследователей создать новое направление по изучению пластического течения. Среди них

выделяются работы сибирской [5] и казахстанской [6,7] школ, в которых сформированы представления о пластическом течении как о самоорганизующемся процессе развития областей локализации со структурной неустойчивостью и поэтапной перестройкой структуры вещества.

Дальнейшее развитие этих работ в данном направлении требует осмысления и постановки задачи в выбранном направлении. Понимание механизмов пластической деформации имеет исключительно важное значение, т.к. непосредственно связано с поведением конструкций в экстремальных условиях эксплуатации и необходимостью найти способы предотвращения катастрофического разрушения материала- истощения в нем ресурса прочности и пластичности. По поводу актуальности рассматриваемой здесь проблемы можно привести известное изречение, высказанное М.В. Классен-Неклюдовой и Т.А. Конторовой почти 50 лет тому назад: «Какие бы задачи ни ставило перед собой человечество, возможность их осуществления всегда будет определяться прочностью конструкционных материалов».

Настоящая статья посвящена анализу ряда работ по исследованию явления локализации деформации, как результата неравновесного развития пластического течения, определяющего прочность и пластичность твердых тел.

1, Предпосылки представления о локализации как определяющей части пластического течения твердых тел.

Основными характеристиками процесса пластической деформации являются показатели напряжений и степени текущей деформации, зависимость между которыми выражается кривыми течения (истинные напряжения - истинная деформация). Построение таких кривых проводится эмпирическим путем, в связи с этим, разрабатываются различные методы синхронной регистрации текущих напряжений и деформаций [8]. Процессы упрочнения и разупрочнения материала, сопровождающие пластическую деформацию, приводят к определенным изменениям вида кривых течения [9].

Для описания кривых течения было предложено большое количество аналитических выражений, среди которых наиболее часто применяется уравнение Людвига [10]

$$\sigma = \sigma_0 + K \epsilon^n \quad (1)$$

и уравнение Холломоны [4]:

$$\sigma = \kappa_2 \epsilon^2, \quad (2)$$

где σ и ϵ - истинные напряжения течения и деформации; σ_0 , K , κ_2 , n , κ_2 - постоянные.

Во многих работах отмечалось, что показатель n в ходе деформации изменяется немонотонно, отражая смену процессов упрочнения и разупрочнения. Это различными авторами объясняется изменением дислокационного ансамбля, влиянием изменения вклада разных систем скольжения, образованием микротрещин, а также развитием различных структурных и фазовых превращений. В последнем случае изменение сопротивления деформированию описывают уже полиномами различных степеней [11].

Проявление неоднородности развития процесса деформации, вплоть до локализации при больших степенях пластического течения, завершающейся

разрушением деформируемого образца, также влияет на характеристики пластического течения. Экспериментально установлено, что с самого начала локализации деформации изменяется интенсивность упрочнения металла, что приводит к периодическому изменению показателя n . В работе [12] дан обзор работ по кривым течения с учетом микролокализации деформации. При этом были рассмотрены только малые степени деформации при переходе из упругого состояния в пластическое и было получено достаточно сложное многофункциональное интегральное уравнение, в котором учитывалось только влияние неоднородности исходной структуры на возникновение микролокализации деформации. Для более полного описания пластической деформации необходимо последовательно проследить причины возникновения локализации, этапы ее развития и связь со структурой и температурно-скоростными условиями нагружения.

В работах Преснякова А.А. было показано, что всякая пластическая деформация является результатом развития локализации деформации: «... где нет локализации пластического течения, там нет пластичности вообще» [6]. Автором была предложена феноменологическая модель развития пластического течения через возникновение и развитие так называемой «бегающей шейки», обеспечивающей перемещение деформационных зон по деформируемому телу. Представление об эстафетном перемещении области локализации деформации, определяющем динамику деформации и разрушения получило развитие в работах и других исследователей [13].

Многочисленными работами было установлено, что в областях локализации различного уровня происходят процессы структурной и фазовой перестройки вещества. Так, по мере развития деформации стальных образцов первые выделения новой фазы (мартенсит деформации) появляются вдоль полос скольжения [14]. С развитием локализации деформации количество их растет. Выделения новой фазы, как правило, увеличивает скорость деформационного упрочнения материала, в результате чего замедляется развитие шейки и увеличивается его равномерная деформация.

Самыми общими из всех процессов, обусловленных пластической деформацией и протекающих во всех металлах и сплавах, являются возврат и рекристаллизация. Процессы структурных изменений, происходящие непосредственно в ходе деформации, носят название динамических. Согласно [15], в условиях динамического возврата и динамической рекристаллизации при достижении определенной степени деформации наступает стадия установившегося течения, когда деформация идет практически без упрочнения. В ряде случаев наблюдается осциллирующее изменение напряжения относительно некоторого среднего значения, что объясняется периодичностью в повторении циклов упрочнения и разупрочнения деформируемого материала. Структурные исследования показали периодичность в «рассыпании», формировании и росте субзерен [16]. Причем, скорость миграции границ зерен в ходе деформации оказалась на три порядка выше, чем при статическом процессе. При переходе от металла к сплавам наряду с процессами возврата и рекристаллизации, происходят фазовые

превращения. В частности, наблюдается распад твердого раствора с образованием частичек различной морфологии в зависимости от режима термомеханического процесса, т.е. скорости и температуры деформации, степени неоднородности деформации по сечению и длине образца [17].

Систематическое изучение развития процесса пластического течения на различных металлах и сплавах показало, что деформация сопровождается не только структурными превращениями, но и рядом физических явлений: акустической и электронной эмиссией, изменением тепло- и электропроводности [18-20]. Причем результаты проводимых измерений показали периодичность (импульсный характер) в изменении соответствующих характеристик физических величин. Наблюдаемые закономерности взаимосвязаны с периодичностью в образовании и перемещении областей локализации деформации по деформируемому образцу.

В целом, представленные выше материалы свидетельствуют о том, что локализация деформации является неотъемлемой частью развития пластического течения твердых тел и связана со структурными и физико-механическими изменениями деформируемого материала.

Экспериментальные результаты и обсуждение

Авторами настоящей статьи на протяжении более 30 лет проводились целенаправленные исследования по изучению закономерностей развития пластического течения металлических тел и роли локализации деформации при этом. Результаты исследований были опубликованы во многих периодических изданиях республиканского и международного уровня.

Целью представляемых в настоящей работе материалов является описание общих закономерностей (установленных и другими исследователями) и ряд специфических особенностей (обнаруженных авторами статьи) и попытка показать, к каким принципиально новым выводам приводит обобщающий анализ результатов экспериментальных исследований.

Как было показано выше, изучение развития деформации (упругая - пластическая - разрушение) посредством кривых течения (сопротивление течения - деформация) позволяет получить достаточно полную информацию о развитии процессов структурных и фазовых превращений, сопровождающих пластическое формоизменение металлических тел. Смена интенсивности упрочнения и разупрочнения связана с накоплением и аннигиляцией дефектов, измельчением и ростом зерна, появлением и растворением второй фазы. Основные закономерности изменения структуры на алюминии, меди и их сплавах на разных стадиях деформации были изучены в работах [21,22], где показано, что в области локализации деформации трансформация структуры носит ряд специфических особенностей: наряду с измельчением зерна, возможен и их рост. Систематизация приведенных исследований позволила представить обобщенную картину структурных изменений в очаге локализации деформации. Измельчение или рост зерна

в деформируемом образце меняется в зависимости от условий, которые, как и для классической термообработки, могут быть отнесены к холодной, теплой и горячей деформации. При холодной деформации, по мере ее развития, происходит измельчение зерен и формирование текстуры деформации, при теплой деформации интересным фактом является периодическая смена измельчения, роста, вновь измельчения и повторного роста с хорошо выраженной текстурой. Деформация при высоких температурах отличается интенсивным ростом зерна в очаге локализации (в шейке образца).

При этом измерения деформации в разных участках образца при растяжении показали, что в очаге локализации деформация в 20 раз (и более) превышает степень деформации всего образца и, в частности, для алюминия при 550°C составляет 800%. Фактически мы имеем дело с локальным проявлением сверхпластичности в условиях интенсивного роста зерна. Процесс пластического течения в таком случае на завершающем этапе формоизменения происходит с глубоким разупрочнением материала.

Эвтектоид алюминий - цинк является классическим объектом исследования эффекта сверхпластичности, когда относительное удлинение образца составляет несколько сотен процентов. При этом на разных этапах процесс формоизменения описывается как упрочнением, так и разупрочнением деформируемого материала. Интенсивное развитие локализации деформации, которое оценивалось через коэффициент локализации деформации [21], происходит при устойчивом снижении напряжения течения и осциллирующем изменении скоростей течения (рис. 1).

Установлено, что в зонах локализации деформации четко фиксируются границы зерен высокотемпературной α -фазы, вдоль которых обнаруживаются новые структурные элементы в виде тонких прослоек, содержащих большое количество игольчатых выделений (рис. 2). По мере развития пластической деформации происходит глубокая структурно-фазовая перестройка материала. На определенной стадии деформации измельчение структуры сменяется ростом зерна, происходит увеличение количества цинковой фазы, формируется текстура и наблюдаются игольчатые выделения. Игольчатые выделения в основном располагаются в участках, богатых цинковой фазой. Часто строение игольчатых кристаллов неоднородно, в них обнаруживаются признаки распада, что связано с их метастабильной природой.

Кроме того, в отдельных участках образца наблюдается структурно-фазовая перекристаллизация с образованием новых структурных элементов по типу фрактальных образований. Так, на рисунке 3а на примере эвтектоида алюминий-цинк показана новая структура, инициируемая деформацией в зоне локализации деформации, имеющая фракталоподобную конфигурацию. Аналогичная форма структурных образований получена компьютерным моделированием на базе данных металлографических исследований (рис. 3).

Процесс структурных изменений в шейке образца при его растяжении характеризуется существенным снижением электрического сопротив-

ления материала. На примере медного образца показана динамика изменения электрических свойств материала в различных участках деформируемого образца (рис. 4). Изменение электросопротивления образца при развитии локализации деформации отражает деформационные изменения на более высоком структурном уровне материала.

Таким образом, структурная перестройка в деформируемом материале при определенных температурах сопровождается снижением действующего напряжения течения и улучшением проводящих свойств. Все эти изменения имеют отношения к области локализации деформации, отражая специфику состояния материала в этих областях. Следовательно, изменяя объем локально деформированного материала можно создавать объекты с принципиально новым состоянием вещества. Увеличение объема деформируемого материала приводит к снижению показателей прочности (рис.5а). Известно, что одним из внешних факторов, оказывающих влияние на объем материала, охваченного локализацией деформации, является соотношение размеров образца (кратность образца). Согласно данным по меди и ее сплавам [23], для образцов одной кратности может быть получен целый набор значений предела прочности с максимальной разницей от 255 МПа до 170 МПа (Рис.5б). Как увеличение, так и уменьшение отношения длины к диаметру способствует получению более стабильного значения предела прочности, которое ограничивается сверху значением 255 МПа, являющейся показателем, отражающим реальные прочностные свойства материала.

При интерполировании прямых линий $a = f(\ln K_p) i_{0=\text{const}}$ они пересекаются в одной точке, отвечающему минимальному значению прочности при определенной малой кратности, что соответствует прочности образцов в области острого надреза. Представленные результаты являются косвенным проявлением образования, развития и формирования области локализации деформации при пластическом формоизменении образцов. Такие экспериментальные зависимости механических свойств от размеров образцов являются необходимой информацией для прогнозирования поведения материала в изделиях определенных форм и размеров, как фактор прояв-

ления и развития локализации деформации, т.е. изменения состояния и структуры вещества.

Обобщение

Таким образом, локализация деформации - это та часть деформируемого материала, в которой осуществляется взаимодействие деформационных и обычных превращений, развивается множество различных процессов: структурные и фазовые превращения, изменение плотности дислокаций и дисклинаций, и как следствие - изменение физических свойств материала. В областях локализации деформации происходит существенное изменение состояния вещества, что отражается на изменении физических и механических свойств по объему образца.

Многочисленные экспериментальные данные показали, что в областях локализации наблюдаются множество необычных явлений: экзэмиссия электронов; акустическая эмиссия; снижение электросопротивления; тепловые эффекты; формирование нового типа микроструктуры, отличного от тех, которые образуются только при термическом воздействии; возникновение мощных диффузионных потоков вещества. На основании этого было введено представление о деформационных превращениях как о переходе вещества в особое состояние, которое представляет собой своеобразное «оживление» (нарушение естественного порядка) вещества вследствие потери механической устойчивости.

Процесс локального формоизменения является своеобразной тепловой машиной, т.к. в этих зонах наблюдается преобразование энергии внешних воздействий в энергию структурно-фазовых перестроек, в результате чего развивается пластическое течение. В определенный момент наступает (взрывообразно) структурная неустойчивость, кристаллической структуры и она претерпевает структурное превращение, подобное фазовому, приобретая аморфоподобную структуру, в которой возможно появление новой моды деформации, которая проявляется на разных структурных уровнях. Таким образом, формируется масштабно-инвариантный подход к развитию зон локализации деформации. Фрактальная картина развития процессов деформации и разрушения объясняет масштабноинвариантный механизм развития зон локализации деформации по всему объему деформируемого тела, предотвращая разрушение твердого тела. Размер структурных элементов деформируемого тела определяет размеры зон локализации деформации и состояние вещества в этих зонах, степень развития деформационных превращений в веществе. Фрактальная размерность зон локализации деформации определяется структурой материала и слабо зависит от граничных условий.

Подробное исследование структурообразования на стадии развитой пластичности в монокристаллах никеля и молибдена показало [24], что оно в большинстве случаев проявляется в виде полос макроскопической протяженности, ориентационно связанных не с кристаллографическими параметрами анализируемого объекта, а с параметрами внешнего механического поля. Впервые в физике пластичности была обнаружена макроскопическая самоорганизация структуры кристалла во внешнем механическом поле, подчиняющаяся законам неравновесной макроскопической физики. Этот факт достаточно хорошо согласуется с результатами анализа, представленными в работе [25]. Следует отметить, что микро- и макрополосы в структуре деформированных кристаллов наблюдали и раньше. Они подробно описаны в зарубежной литературе. Однако ни в одной работе их образование не

связывалось с синергетическим поведением кристалла во внешнем поле и, тем более, этим объектам не отводилась главная роль в изменении механизма пластического течения кристалла.

На основании проведенного анализа экспериментальных и теоретических работ можно сформулировать следующие общие закономерности развития локализации деформации:

- 1) локализация деформации — основной структурно-энергетический организующий фрактальный элемент развития пластического течения твердых тел;
- 2) локализация деформации формируется на различных структурных уровнях деформируемых твердых тел и носит фрактальный характер;
- 3) деформационные неравновесные процессы - самоорганизующееся резонансное состояние материала, как реакция его на внешнее многофакторное воздействие.

Предлагаемый новый подход к пластической деформации является результатом, эволюции современной науки и изменении многих представлений, связанных с переходом от статичных моделей к динамическим. Введение представления о структурных уровнях локализации деформации позволяет, прежде всего, понять, каким образом законы эволюции системы связаны с законами динамики составляющих ее элементов, т.е. закономерности перехода от статистически распределенных областей микролокализации деформации к макроне - устойчивой локализации деформации - шейке. Такой подход раскрывает закономерности организации элементарных структур на разных уровнях и качественные переходы с одного уровня на другой, а также их кооперативное поведение [26].

Катастрофическое разрушение материалов и конструкционных систем плохо объяснимо с позиций теории упругости сплошных сред. Масштабно-инвариантный механизм распределения фрактальных областей локализации деформации и соответствующий поэтапный перенос деформации с последующей фиксацией, приводящей к разрушению, может быть хорошей базой для адекватного понимания явлений катастрофических разрушений.

Литература

1. Лихачев В. А. , Владимиров Г.А. О структурном состоянии в процессе ползучести.// Физика металлов¹ и металловедение (1970). Том.29,Вып. 6. 1309-1311
2. Структурные уровни пластической деформации и разрушения. (Под ред. В.Е. Панина.) Наука. Новосибирск (1990)
- 3 . Schlipt Josef. Phenomenological theory of the Portevin-Le Chatelier effect. /Steel Res. (1987) 58 , №2, 83-86
4. Кукса Л.В. Закономерности развития, микронеоднородной пластической деформации металлов./ Проблемы прочности (1979), №9,13-19
5. Панин В.Е. Синергетические принципы физической мезомеханики // Физическая мезомеханика (2000) Т.3, №6, 5-36
6. Пресняков А.А. Локализация пластической деформации. -М.: Машиностроение (1983) 56 с.
7. Пресняков А. А. Очаг деформации при обработке металлов давлением. - Алматы: Наука, (1988) 136 с.
- 8 Левит В.И. О построении кривой деформационного упрочнения в координатах истинные напряжения - истинная деформация//Физика металлов и металловедение. (1982) Том.53, вып.3, 618-620
9. Зуев И.Г., Никитин Г.С. О классификации типов кривых высоко-температурного деформационного упрочнения металлов и их аналитическое описание.// Известия АН СССР, Металлы. 1984. №4.С.131-144.
10. Ludwick P. Elemente der Technologichen Mechanic, Verlag von . Jnlins springe. Berlin (1989) 32
11. Truskowski W. On physical meaning of the stress-strain relationship parameters in high strength polycrystalline metals.// Mem. Sei. Rev. met. (1980) ZL №3,193-201
12. Никитин Г.С., Зуев И.Г. Разупрочняющий фактор в динамике, предела текучести при высоких температурах.// Известия ВУЗов. Машиностроение (1979) №6,123-127
13. Дерюгин Е.Е., Лепов В.В., Панин В.Е.. Шмаудер З. Исследование механизмов локализации деформации и разрушения структурнонеоднородных материалов методом оптико-телевизионной микроскопии.// Наука - производству (2003) №8(64), 7-16
14. Ueda Syuzo, Fujita Hiroshi. Strein-induced FCC(γ) -HCP(ϵ) phase transformation and activ slip system. // Trans. Jorp. Inst. Metals (1977) 18, №3, 167-177
15. Honeycombe R.W.K., Pethen R.W. Dynaamic recrystallization. //J. Less-Common metals (1972) 28, № 2, 201-212
16. Вишняков Я.Д., Владимиров С.А., Лапин А.Б. Об особенностях атермического разупрочнения при холодной прокатке. Научно-техн. бюллетень ВИЛСа «Технология легких сплавов» (1975) №6,27-32
17. Орлов Л.Г., Шишкова Г.Ф. Структурные изменения при образовании шейки в растянутых монокристаллах кремнистого железа.// Физика металлов и металловедение (1981) Том. 52, №2,421-424.
18. Крок Д. Электронная эмиссия при деформации металлов с ГЦК решеткой / Сб. « Материалы 5-го всесоюзного семинара по механоэмиссии и механохимии твердых тел» (1975) Т.2, Таллин, 2004-2009
19. Hartman William f. A coustic emission as an aid studying strain- hardening phenomena.// Mater. Eval. (1973) 31, №11, 237-240

20. Дехтяр А.И., Козырский Г.Я., Кононенко В.А. Изменение электросопротивления монокристаллов молибдена в процессе высокотемпературной ползучести. // Физика металлов и металловедение (1975) Том.40, №5, 972-977
21. Мофа Н.Н. Локализация пластической деформации алюминия и некоторых его сплавов. Автореферат канд.диссертации. М. МИСиС (1983) 23с
- 22.. Борисенко Н.Д. Изучение процесса формоизменения бескислородной меди при растяжении. Автореферат канд. диссертации. Свердловск (1976) 25с.
23. Черноглазова Т.В., Мофа Н.Н., Исмаилов М.Б. Прогнозирование эксплуатационных свойств изделий из хрупких и пластичных материалов на основе масштабного эффекта. / Аналитический обзор. Алматы, КазНИ- ИНТИ (1991) 177с.
24. Конева И.А. Классификация, эволюция и самоорганизация дислокационных структур в металлах и сплавах // Соросовский Образовательный Журнал (1996) № 6, 99-107
25. Третьяков Ю.Д. Процессы самоорганизации в химии материалов //Успехи химии (2003) 72(8), 731-760
26. Фракталы в физике М.: Мир / Под ред. Л. Пьетронеро и Э. То- затти 1988, 670 с.

9.2. Эволюция механизмов локализации пластической деформации : от дислокаций до волновой природы пластического течения и нанотехнологий. Кенжалиев Б.К., Черноглазова Т.В., Сулейменов Э.Н., Мофа Н.Н, Курагуев Г.Г., Дегтярева А.С. 2004 г.

По поводу актуальности проблемы понимания механизмов пластической деформации можно привести известное изречение, высказанное М.В. Классен-Неклюдовой и Т.А. Конторовой почти 50 лет тому назад: "Какие бы задачи ни ставило перед собой человечество, возможность их осуществления всегда будет определяться прочностью конструкционных материалов". Большое количество материалов расходуется на изготовление конструкций, основное назначение которых - сопротивление деформации. Вот почему актуальны проблемы физики прочности металлов и сплавов и важно выявление истинных механизмов процессов, определяющих пластическое течение и формирование прочностных свойств.

Долгое время в физике прочности и пластичности господствовала дислокационная теория кристаллов, в соответствии с которой пластическое течение определялось закономерностями движения дислокаций и объемных дефектов - дисклинаций [1,2], в основе пластической деформации лежит процесс скольжения, что особенно ярко видно при формировании полос скольжения в деформируемых монокристаллах, при этом сдвиг атомов вдоль кристаллографических плоскостей происходит эстафетным образом [3-5]. Однако, если дислокационные модели достаточно удовлетворительно объясняли механизмы пластической деформации при небольших степенях ее развития, то при исследовании больших пластических деформаций стало ясно, что в этих областях также происходят сложные перестройки дислокационных и дисклинационных структур, возникают их неравновесные структуры, наблюдаются кооперативные эффекты перестройки вплоть до полного исчезновения ряда дефектов [6-9].

Исследование явления неустойчивости пластического течения как проявления самоорганизации и коллективного поведения дислокаций в деформируемых твердых телах, изучение физической природы процессов, приводящих к развитию нестационарного и неоднородного пластического течения в металлах и сплавах в работах [10-11]. Используемые методы теории нелинейных динамических систем позволили осветить вопросы, на которые не удавалось ответить в рамках традиционных подходов теории дислокаций. Результаты исследований показали, что, несмотря на разнообразие пространственной картины локализации деформации и формы деформационных кривых, существуют общие закономерности изменения динамического поведения неустойчивости пластического течения при варьировании внешних условий и микроструктуры образцов. Полученные данные, в частности, позволили найти физические основания для выбора гипотезы о механизме пространственной корреляции неоднородных процессов деформации.

Дальнейшие исследования показали, что структурные перестройки идут на различных уровнях, как внутри зерен, групп зерен, так и наблюдается закономерное распределение деформаций по всему объему образца, на основании чего было введено представление об иерархии структурных уровней пластической деформации [10-13].

В работах [12-13] выяснены закономерности развития микропластической деформации и формирования предела текучести в поликристаллических и субмикроструктурных металлах и сплавах. Установлена взаимосвязь между стадиями накопления микропластической деформации и стадиями амплитудной зависимости внутреннего трения. Развита модель и теория микропластической деформации поликристаллов, выяснены структурные факторы, контролирующие вовлечение зерен в пластическую деформацию и ее развитие внутри зерен. Исследованы эффекты зернограницной неупругости в поликристаллических металлах и сплавах с разной степенью неравновесности границ зерен. Показана взаимосвязь между проявлением истинного зернограницного проскальзывания и сверхпластического течения в ультрамелкозернистых сплавах, Выяснены закономерности развития мартенситных превращений и неупругой мартенситной деформации на разных масштабных уровнях в поликристаллических интер-

металлидах при действии негидростатических напряжений. Разработаны принципы стабилизации структуры ряда металлических композиционных материалов.

Различными школами материаловедов проводилось комплексное исследование закономерностей проявления эффекта локализации пластической деформации на обширном классе пластичных и хрупких металлов и сплавов в широких температурно-скоростных условиях и различных схемах нагружения [14-53]. Обобщенный анализ этих исследований привел ряд ученых к развитию представления о пластической деформации как волнового процесса [18-20].

Исследования явления локализации пластической деформации уже в течение почти 100 лет показали, что как на микро-, так и на макроуровнях и мезоуровнях наблюдаются количественные закономерности проявления этого эффекта, выражающегося в кооперативном поведении областей локализации деформации. При этом и у аморфных и полимерных материалов, не имеющих кристаллической решетки, также наблюдаются аналогичные закономерности формоизменения с образованием хорошо проявляемых макрочон локализации деформации. Это заставило пересмотреть доминирующий долгое время в науке дислокационный механизм пластичности и уделить большее внимание физическим процессам, развивающимся в деформируемых телах [21-30].

На протяжении последних 30 лет было установлено, что в зонах интенсивной пластического течения развивается ряд твердофазных превращений, инициируемых деформацией [31-54]. При этом наблюдается существенное изменение физико-механических свойств материалов под воздействием развивающихся структурно-фазовых перестроек [35-37]. В каждом конкретном случае различными авторами предлагаются различные механизмы пластичности в зависимости от исследуемого материала, условий его деформирования и пр. факторов. Однако, общим фактором во всех случаях является самый главный, что пластическая деформация инициирует много разнообразных процессов в твердом теле и играет не менее важную роль, чем температура и давление. При этом ряд исследователей наблюдали эффекты своеобразной аморфизации материала в зонах локализации пластического течения [50-52] и такой переход «кристаллическое тело-аморфное тело» предлагают рассматривать как фазовый переход типа- порядок-беспорядок [52]. В зонах локализации деформации протекают сложные физико-химические процессы, приводящие как к упрочнению, так и разупрочнению материала.

Как показали результаты работы многих исследователей, сопротивление деформированию металлических материалов в кристаллическом состоянии может быть увеличено за счет четырех принципиально различных механизмов упрочнения [52-53]. Это субструктурное, твердорастворное, поликристаллическое и многофазное упрочнения. Однако, процесс пласти-

веского течения сопровождается как процессами упрочнения, так и процессами разупрочнения, к которым относятся динамическая рекристаллизация, фазовые и структурные перестройки.

В ходе пластической деформации наряду с, субструктурными превращениями происходит изменение фазового состояния деформируемого материала. Такие процессы могут происходить в различных сплавах. Экспериментально наблюдается несколько видов фазовых превращений, инициируемых пластической деформацией. Взаимосвязь субструктурных и фазовых превращений проявляется, во-первых, в их синхронности и, во-вторых, в одинаковой термодинамической направленности процессов [53-54].

По мере исследования механизмов пластической деформации стало ясно, что в большинстве случаев развиваются термодинамически нестабильные и неравновесные процессы, которые достаточно сложно описать математически. В силу этого, эти деформационные процессы описываются, как правило, эмпирически. По мере более углубленного изучения процессов, развивающихся в локально-деформируемых областях обнаруживаются все более интересные и сложные явления, сопровождающие его. Так, рядом исследователей показано, что в зонах интенсивного пластического течения формируются наноструктуры, имеющие необычный комплекс физико-механических свойств [54-56].

В последние годы интенсивно развиваются технологии, связанные с использованием ультрамелкозернистых поликристаллических материалов. Таким путем, удастся значительно повысить сопротивление деформированию материалов, подвергнутых интенсивной пластической деформации, поскольку мелкие зерна в своих границах накапливают большую избыточную энергию.

Так, в работах. [57-62] показано, что пластическая деформация сплавов при комнатной температуре развивается в условиях, при которых на процессы упрочнения накладываются процессы разупрочнения, связанные с образованием макро- и микрополос вследствие локализации деформаций. Методами растровой электронной микроскопии показано, что при больших пластических деформациях развиваются наноструктуры с размерами зерен 50-100 нм. Разработанные термомеханические режимы обработки явились основной опытно-промышленных технологий изготовления массивных заготовок с микро и наноструктурой с размером зерен до 0,1 мкм. Одним из важнейших результатов научных исследований является разработка научных основ технологии получения массивных изделий из наноматериалов - высокотемпературных сверхпроводящих керамик, на сверхпроводимость которых влияет динамическая рекристаллизация, развивающаяся в областях больших пластических деформаций. Инициирование больших пластических деформаций в тонких дисках позволило создать сверхпроводящие элементы, на основе которых можно создавать элементов подвески высокоскоростного наземного транспорта на магнитной подушке, электромагнитных сепараторов на основе сверхпроводников для обогащения редких, рассеянных, цветных, черных металлов и низкокалорийного твердого топлива; ограничителей тока короткого замыкания, мощных трансформаторов с регулированием напряжения под нагрузкой на основе использования управляемых экранов; накопителей энергии. Таким образом, понимание механизмов локализации пластической деформации помогает в разработке новых

материалов.

Развитие пластического течения приводит к изменению многих физических свойств пластичных материалов [63]. Формирование зоны устойчивой локализации деформации, приводит к появлению осциллирующего характера хода кривых течения, что свидетельствует о смене процессов упрочнения и разупрочнения материала. В зоне шейки существует сложнонапряженное состояние материала. После завершения деформации материал существенно упрочнен, о чем свидетельствует рост микротвердости. С повышением температуры у многих пластичных металлов наблюдается дополнительное разупрочнение в локально-деформируемых объемах, в которых происходит «спонтанная» перестройка дислокационной структуры. Так, японскими исследователями установлено, что в шейке образца наблюдается существенное уменьшение ячеек и значительное увеличение плотности дислокаций. Кроме того, наблюдается сильная фрагментация структуры в шейке, значительное увеличение угла разориентировки между фрагментами более 25 градусов. В работах ряда исследователей показано, что зоны интенсивной локализации деформации можно рассматривать как метастабильную фазу, близкую по свойствам к аморфной. В зонах локализации деформации установлен немонотонный характер изменения удельного электросопротивления, связанный с локальными фазовыми переходами из кристаллического состояния в аморфное и обратно.

Работами многих независимых исследователей показано, что в зоне локализации деформации происходят не только изменения дислокационной структуры, но и существенные фазовые и структурные превращения, приводящие к изменению физических свойств вещества. Хорошо известно, что в процессе пластической деформации наблюдается тепловыделение, причем разогрев наблюдается в зонах пластического течения. При этом между напряжениями течения и температурой разогрева существует прямая зависимость, что позволяет использовать термопластический эффект для определения ряда механических характеристик. В процессе пластического течения наблюдается неравномерное выделение тепла по объему деформируемого тела.

Таким образом, анализ литературных данных показывает, что за последние годы существенно изменились представления о механизмах пластической деформации, которая сегодня рассматривается как сложный волновой процесс, сопровождающийся существенными структурными и фазовыми перестройками вещества в локально-деформируемых областях, которые можно классифицировать как новый класс деформационных превращений, возникающих в неравновесных сложнонапряженных условиях пластического течения и приводящий к значительным изменениям физикомеханических свойств материалов.

Литература

1. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. М.: Мир, 1972.
2. Конева Н.А. Классификация, эволюция и самоорганизация дислокационных структур в металлах и сплавах // Соросовский Образовательный Журнал. 1996. № 6. С. 99-107.
3. Орлов А.Н., Индебом В.Л. Дискуссионные вопросы физики пластичности. // Физика металлов и металловедение. - 1989. - Т. 67, № 3. - С. 421-431.
4. Засимчук Е.Э. Механизмы пластического течения кристаллов с дефектами. - С. 138-139.
5. Олемской А.И., Скляр И.А. Эволюция дефектной структуры твёрдого тела в процессе пластической деформации. // Успехи физ наук - 1992. - Т. 162, № 6. -С. 29-79.
6. Наймарк О.Б. Пластичность и разрушение как неравновесные структурные переходы в ансамблях дефектов. // Физика прочности и пластичности металлов и сплавов: Тез. докл. 13 Междунар. конф. Самара, 26 июня-2 июля, 1992. - Самара, 1992. -. С. 4.
7. Абдрахманов Б.А., Кулаков М.П. Исчезновение дефектов упаковки при пластической деформации поликристаллов / Физика твердого тела, 1975, т.17, В.111,с.3463-3466.
8. М. А. Лебедин, Л. Р. Дунин-Барковский, Исследования коллективных дислокационных процессов в условиях эффекта Портевена-Ле Шателье, Вестник Тамбовского университета, серия: Естественные и технические науки, 5,2-3, 295-297,Тамбов:ТГУ(2000);
9. Алексеев Ю.В., Колотыркин Я.М., Попов Ю.А. О моделировании структурных изменений в твердом материале при сильном сжатии и сдвиге. // ЖФХ. - 1989. -Т. 63, № 8. - С. 2136-2139.
10. Структурные уровни пластической деформации и разрушения. (Под ред. В.Е. Панина.) Наука. Новосибирск (1990)
11. Гольдштейн Р.В., Осипенко Н.М. Иерархия структур при разрушении. // Докл. АН. -1992. - Т. 325, № 4. - С. 735-739.
12. Раппопорт Л.С. Уровни пластической деформации поверхностных слоев и их связь с процессом изнашивания. // Трение и износ - 1989. - Т. 10, № 5. -С. 786-792.
13. Дударев Е.Ф., Бакач Г.П., Грабовецкая Г.П., Колобов Ю.Р., Кашин О.А., Чернова Л.В. Деформационное поведение и локализация пластической деформации на мезо- и макромасштабном уровнях в субмикрокристаллическом титане // Физическая мезомеханика. - 2001 -Т4-№ С.97-104
14. Панин В.Е. Синергетика деформируемого твердого тела. - С. 3-4. ФИЗИКА прочности и пластичности металлов и сплавов. 27-29 июня 1989: Тез. докл. - Куйбышев, 1989. - 412 с.
15. Иванова В.С., Баланкин А.С., Банных О.А. Синергизм механических свойств и экстремальных технологий управления структурой материала. // Металлы. - 1992. -№ 2. - С. 11-20.
16. Особенности пластической деформации и разрушения аморфных сплавов. / Мних Н.М., Данилов В.И., Зуев Л.Б. и др. - С. 124-125. Чет- вертаянаучно-

техническая конференция "Современные достижения в теории и технологии пластической деформации металлов, термообработке и в повышении долговечности изделий". Горький, 19-20 окт. 1989: Тез. докл. - Горький, 1989- 94 с.

17. Фрост Г.Д., Эшби М.Ф. Карты механизмов деформации. - Челябинск: Металлургия, 1989. - 328 с.

18. Пластическая деформация как волновой процесс. / Панин В.Е., Зуев Л.Б., Данилов В.И. и др. // ДАН СССР. - 1989. - Т. 308, № 6. - С. 1375-1379.

19. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Панин В.Е. Волны релаксации в деформируемом теле как процесс самоорганизации элементарных актов пластического течения. - С. 7-8.

20. Егорушкин В.Е. Динамика пластической деформации. Волны локализованной пластической деформации в твёрдых телах. // Изв. вузов. Физика. - 1993. - № 4. -С. 19-41.

21. Кооперативные деформационные процессы и локализация деформации. / Ред. Немощкаленко В.В. - Киев: Наук, думка, 1989. - 320 с.

22. Мосолов А.Б., Бородич Ф.М. Фрактальное разрушение хрупких тел при сжатии. // Докл. АН. - 1992. - Т. 324, № 3. - С. 546-549.

23. Шнейдерман А.М. О распределении деформаций в шейке образца при растяжении // Заводская лаборатория, 1975, № 6, с.728-730.

24. Ли Л., Лаффорд Ф. О влиянии параметра материалов на неоднородное пластическое течение при простом растяжении / Физика твердого тела, 1980, № 10,, с.1415-1426,

25. Вишняков Я.Д. Современные методы исследования структуры деформированных кристаллов, М.: Металлургия, 1975, 240 с,

26. Наймарк О.Б., Ладыгин О.В. Модель и численный анализ эффектов локализации пластического деформирования. // Физика прочности и пластичности металлов и сплавов: Тез. докл. 13 Междунар. конф. Самара, 28 июня-2 июля, 1992, - Самара, 1992, - С. 85-86.

27. Бережкова Г.В., Скворцова Н.П. Высокотемпературная локализация пластической деформации. //Lat. J, Phys. a. Techn. Sci. -1991. - N4. - P. 34-44.

28. Локализация пластической деформации при воздействии на кристаллы сосредоточенной нагрузкой. / Акчурин М.И., Галотян В.Г., Регель В.Р. и др. // Lat. J. Phys. a. Techn. Sci. -1991. - N 4. - P. 72-83.

30. Попов М.Ю. О формировании сквозных фигур пластической деформации в кристаллах. // Письма в ЖТФ. - 1992. - Т. 18, № 9. - С. 16- 19.

31. Лякишев Н.П. Новые направления в технологии получения материалов с заданными свойствами через механическое легирование. // Металлы. - 1992. - № 2. - С. 5-8.

32. Хапачев Ю.П., Чуховской Ф.Н. Определение пластической деформации в гетероструктурах по данным рентгеновской дифрактометрии. // ФТТ. - 1989. -Т. 31, № 9. - С. 76-80.

33. Jacbi Nasagari Blastron- microscopical investigation structure in necking of tensile Al samples | Journal of Japanese Ins/ of Metals, 1975, V. 40, № 8, p. 807-811

34. Сандитов Б.Д., Мантатов В.В., Сандитов Д.С., Бадмаев С.С. О природе пластической деформации аморфных полимеров и стекол

35. Дударев Е.Ф. Микропластическая деформация и предел текучести поликристаллов. - Томск: Изд-во ТГУ, 1988. - 256 с.
36. Шин Р.Г., Катков В.Л. Реологическая модель пластической деформации структурно-неоднородного тела с учетом локальных разрушений. // Пробл. прочностн. - 1989. - № 9. - С. 18-22.
37. Абдульманов Р.Р., Воробьев В.М. Особенности молекулярного механизма деформации твердых тел при тепловом и силовом воздействии. - М., 1989. - 14 с. - Деп. в ВИНТИ 30.05.89. Ха 3590-В89.
38. Главацкая Н.И. Экспериментальное исследование и теоретическая модель структурных превращений при деформации монокристаллов никеля. - Киев, 1989. - 24 с. - (Препр. / АН УССР. Ин-т металлофизики; ИМФ 14.89).
39. Кольчугин Н.А. Механизмы деформации при ударноволновом нагружении меди и никеля. - Куйбышев, 1989. - 20 с. - Деп. в ВИНТИ 12.04.69, № 2396-В89.
40. Акчурин М.Ш., Галстян В.Г., Регель В.Р. Твердотельные реакции при действии сосредоточенной нагрузки. // XI Совещ. по кинетики и механизму хим. реакций в твёрдом теле. Июнь 1992, Минск: Тез. докл. - Минск. 1992.-С. 180-181.
41. Кайбышев Р.О., Ситдигов О.Ш. Структурные изменения и процессе горячей деформации чистого магния. - С. 50-51.
42. Calm R.W. Fractal dimension and fracture. // Nature - 1989. - Vol. 338, N 6212. - P. 201-202. Фрактальная размерность и разрушение.
43. Harren S.V., Asaro R.J. Nonuniform deformations in polycrystals and aspects of the validity of the Taylor method. // J. of the Mechanics a. Phys. Solids. - 1989. - Vol. 37, N 2. - P. 191-232. Неоднородные деформации в поликристаллах и аспекты справедливости модели Тейлора
44. Solid state reactions in the Cu-Zn system induced by plastic deformation at room temperature. / Marteffi S., Mazzone G., Scaglione S. et al. // J. of the Less-Common Metals. - 1988. - Vol. 145, N 1/2. - P. 261-270. Твердофазные реакции в системе Cu-Zn, индуцируемые пластической деформацией при комнатной температуре.
45. Structural and thermodynamic properties of heavily mechanically deformed Ru and AlRu. / Hellstem E., Fecht H.J., Fu Z. et al. // J. of Appl. Physics. - 1989. -Vol. 65, N1.-P. 305-310. Структурные и термодинамические свойства сильно механически деформированных Ru и AlRu. ские свойства
47. Архипенко Д.К. О закономерностях преобразования структуры и свойств минералов при измельчении и механическом активировании. - С. 13-14. Дезинтеграторная технология: VI Всесоюз. се- минап 5-7 сент 1989: Тез. докл. - Таллинн, 1989. - 158 с.
48. Silling S.A. Phase ctanges induced by hetananon » soften»* elastic crystals // J. of the Mechanics a. Physics of Solids. -1989. Vol. 51, N - f-R 293-316. Фазовые изменения, вызванные деформацией в изотермических «стTMх кристаллах^{^^} деформирован[»]ных порошках Fe2В. /
49. Баринов В.А., Дорофеев Г.А., Овечкин Л.В. и др. // Физика металлов и металловедение. М992. $\Gamma^{\wedge}; f_c 2^{\wedge}$ interaction⁰¹¹ between fine particles under mechanical stress. A feasibility of producing advanaced materials yis mech- anochemical routes. - P. 12. Начальное химическое взаимодействие между частицами под влиянием механической нагрузки. Возможность полония усовершенствованных материалов через механохимический

50. Дергай А.М. Гользов В.П. Эффект атермического разупрочнения поликристаллических сплавов, подвернутых холодной пластической деформации / Доклады АН БССР, серия физическая, 1980,24, К. 5, с 428-4/5.
51. Амorfизация кристаллов в условиях микроскопических внешних нагрузок и больших пластических деформации. / Шудегов .В., Бьчков Д.А., Журавлёв В .А. и др. // Проблемы исследования материалов: Тез. докл. 4-й Всесоюз. конф., Ижевск. 18-20 февр. 1992. - Ижевск, с. Владимирова, с.А. Пустое Ю.А. О возможности локальных фазовых переходов «кристаллическое»-«аморфное» состояние» в никеле при пластической деформации / Известия АН СССР. Металлы, в. Структурные особенности пластической деформации на отдалённых локализациях, Физика металлов, металлургия, 1977, т.44, В. 3, с. 811-822.
- 53 Орлов Л.Г., Шаталова Г.Ф. Структурные изменения при образовании шейш в растянутых монокристаллах железа / Физика металлов и металлургия, в. 4, рабовец с^ Г.П Жилиев АЛ., Дударев Е Ф, Иванов К.В., Иванов М.Б., Кашин О.А., Наиденкин Е.В. Кинетика диффузия и свойства наноструктурных материалов. - Новосибирск: Наука, 1987. 64.--
- Кортненко Л.А., Дударев Е.Ф., Малянова Е.С. Аномальное влияние размера зерен на деформационное упрочнение кристаллов железа // Физика металлов и металлургия. 1987. 64.-- Вып. 6. - С. 1183-1188.

56. Колобов Ю.Р., Найденкин Е.В., Дударев Е.Ф. и др. Влияние интенсивной пластической деформации на структуру и механические свойства сплавов системы Al-Mg-Li // Изв. вузов. Физика - 2002 - № 5 - С. 23-37.
57. Влияние механической активации на тонкую кристаллическую структуру оксидов железа, используемых для приготовления катализаторов дегидрирования. / Волков М.И., Степанов Е.Г., Судзиловская Т.Н. и др. // Вопросы кинетики и катализа. Химические основы формирования катализаторов. - Иваново, 1988. - С. 36-39.
58. Судзиловская Т.Н., Волков М.И., Степанов Е.Г. Влияние механической активации на реакционную способность гематита. - С. 26-27.
59. ^ Сивирилова Л.И., Коваль Л.М., Восмериков А.В. Влияние механической активации на адсорбционные и каталитические свойства СВК- цеолитов. //ЖФХ. - 1989. - Т. 63, Ха 11. - С. 2973-2977.
60. Differences in die amorphization reaction by mechanical alloying of Ni-Zr resulting from different ball-milling techniques. / Weeber A.W., Haag W.J., Wester A.J.H. et al. // J. of the Less-Common Metals. - 1988. - Vol.'140. - I. 119 127. Различия в реакции аморфизации при механическом сплавлении Ni-Zr в результате измельчения в различных шаровых мельницах.
61. Morris N.A., Morris D.G. Microstructure refinement and associated strength of copper alloys obtained by mechanical alloying. // Materials Science Engineering A. - 1989. - Vol. III, N 1/2. - P. 115-127. Микроструктурная очистка и связанная с этим прочность медных сплавов, полученных при механическом сплавлении.
62. Береснев Б.И., Стрельцов В.А., Эфрос Б.М. Физические причины пластификации твердых тел под давлением. // Физика и техника высок. давлений. - 1988. - Ха 29. -С. 3-5.
63. Froes F.H. Space age PM metals by mechanical alloying. // Metal Powder Rep. - 1989. - Vol. 44, N 1. - P. 59-61 Металлы космического века, полученные механическим сплавлением.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

ОБОБЩЕНИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЙ О ЯВЛЕНИИ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

В настоящем сборнике обобщен богатый экспериментальный материал, полученный авторами под руководством основателя школы казахстанских материаловедов доктора технических наук, профессора, лауреата Государственной СССР А.А. Преснякова на рубеже XX - XXI в.в., по формированию новой концепции пластической деформации. В соответствии с ней пластическая деформация представляет собой волновой процесс, проявляющийся через локализацию деформации в условиях инициирования ею неравновесных структурно-деформационных превращений. При этом основополагающим является утверждение о том, что "... где нет локализации пластического течения, там нет пластичности вообще".

Предложенная ранее феноменологическая модель пластического течения предполагала его реализацию на макроуровне в объеме деформируемого тела через возникновение двух видов локализации: спонтанной. таге называемой «бегающей шейки», обеспечивающей перемещение деформационных зон по деформируемому телу, и стационарной шейки, которая выражается в местном утонении деформируемого образца, при их одновременном развитии.

В областях локализации деформации как спонтанной, так и стационарной в зависимости от природы материала, его структуры, размеров и условий нагружения происходит существенное изменение состояния вещества. Зона локализации деформации - это та область, в которой осуществляется взаимодействие деформационных превращений, инициируемых текущей деформацией, со структурными и фазовыми превращениями, которые развиваются в материале под действием температур.

Представление о деформационных превращениях возникло на основании многочисленных экспериментальных данных о необычных явлениях, сопровождающих пластическое течение, и особенно ярко проявляющееся в локально-деформируемых областях: экзэмиссия электронов, акустическая эмиссия, падение электросопротивления, тепловые эффекты, формирование нового типа микроструктур, отличных от тех, которые образуются только при термическом воздействии и др. Существенные изменения физико-механических свойств привели к представлению об особом состоянии вещества в локально-деформированных зонах. По мнению ряда авторов его можно характеризовать как своеобразное "оживление" или аморфизацию вещества, т.е. происходит существенная структурная перестройка на уровне кристаллической решетки.

Анализ современного состояния вопроса о природе и закономерностях пластической деформации показывает, что многие положения, выдвинутые в период 70-80 годов XX века, не только не потеряли своей актуаль-

ности, но и получили дальнейшее развитие в работах видных ученых и практиков сегодня. Предлагаемый новый подход к пластической деформации является результатом эволюции самой науки и изменении многих представлений связанных с переходом от статических моделей к динамическим.

Пластическая деформация проявляется только через процесс локализации, который имеет иерархическую структуру и эстафетный характер развития. Локализация деформации протекает на различных структурных уровнях путем образования деформируемых зон и их кооперативного поведения, являющегося следствием взаимодействия внешнего многофакторного воздействия (температура, схема напряженного состояния, кинетические параметры деформации, масштаб образцов, исходная морфология и структура, степень равновесности состояния материала), и волнового процесса деформации в самом деформируемом теле. Конфигурации зон локализации деформации на различных структурных уровнях, как и хорошо известные конфигурации трещин, обладает фрактальным характером. При этом справедливы следующие положения:

- 1) локализация деформации - основной структурно-энергетический организующий фрактальный элемент развития волнового пластического течения твердых тел;
- 2) локализация деформации формируется на различных структурных уровнях деформируемых твердых тел ;
- 3) деформационные неравновесные процессы - самоорганизующееся резонансное состояние материала, как реакция его на внешнее многофакторное воздействие.

Процесс локального формоизменения является своеобразной тепловой машиной, т.к. в этих зонах наблюдается преобразование энергии внешних воздействий в энергию структурно-фазовых перестроек, в результате чего развивается пластическое течение. Фрактальный характер процессов деформации и разрушения объясняет масштабно-инвариантный механизм развития зон локализации деформации по всему объему деформируемого тела, предотвращая его разрушение.

Физический смысл установленной закономерности развития локализации деформации заключается в том, что пластическая деформация развивается неравномерно на всех структурных микро- и макро-уровнях. На каждом структурном уровне наблюдаются достаточно четкие закономерности в распределении деформированных областей. С точки зрения механики деформируемых сред локально-деформируемые зоны рассматриваются как зоны потери устойчивости, имеющие фрактальную природу на всех иерархических уровнях. С точки зрения физики деформируемых тел локально-деформируемые зоны являются очагами, в которых происходит множество сложных структурно-фазовых процессов, сопровождающихся значительным изменением физических свойств вещества.

Во время пластического течения локально-деформируемые зоны ведут себя подобно сверхпластичным слоям, свидетельствующим о существенном разупрочнении материала в момент пластической деформации, тогда как после завершения деформации здесь наблюдается существенный рост

прочностных характеристик. Распределение локально- деформированных зон по объему образца создает в процессе деформации упрочняющий каркас, что предотвращает процесс разрушения и хорошо объясняет известный факт деформационного упрочнения пластичных материалов, а также эффект упрочнения за счет создания структуры в виде пачек, тросов, слоев и т.д. Возникновение областей локализации деформации и их распределение по образцу имеет аналогичный механизм действия и является более общим для создания особых структур, обеспечивающих повышенную прочность материалов. Нерегулярное распределение в исходной структуре примесей, дефектов кристаллической решетки, полей напряжений в процессе пластической деформации, размеров образцов, условий деформирования накладывает влияние на закономерности проявления и развития локализации деформации. Деформируемый и продеформированный материал (материал после протекания в нем деформации) представляют два разных состояния вещества. Особенности состояния вещества в процессе деформации позволяют говорить о неравновесных деформационных превращениях, существующих только во время пластического течения. Именно неравновесность их развития при изменении внешних многофакторных параметров (размеров образца, температурно-кинетических режимов деформирования, схемы напряженного состояния и других параметров) в любой неустойчивой системе, является необходимым условием для трансформации вещества и возникновения новых структур, которые определяют новые свойства материала.

Существование закономерностей в распределении микро- и макрозон деформации связано с волновой природой пластического течения и неравномерного переноса энергии по деформируемому телу. Распределение локально-деформированных зон задается длиной волны пластической деформации, а наличие закономерностей на различных уровнях свидетельствует об одновременном существовании нескольких волновых процессов в деформируемом теле. Акустические спектры деформируемого тела отражают данный эффект.

Экспериментально-теоретические исследования авторов и анализ обширной научной и технической литературы последних лет привели к следующим принципиальным выводам:

- 1) пластическое течение металлов (материалов) протекает в строго локализованных областях, в которых металл (материал) находится в неравновесном состоянии;
- 2) области локализации могут циклически возникать на разных участках деформируемого материала, эстафетно перемещаться по образцу или при определенных условиях объединяться в один общий очаг деформации, т.е. возникает своеобразный деформационный резонанс;
- 3) образование локально деформированной зоны сопровождается рядом физических явлений: локальным выделением тепла, проявлением

звуковых, электромагнитных эффектов, экзоэмиссией электронов и других частиц, вплоть до нейтронного излучения, что свидетельствует о глубинных физико-химических процессах, протекающих в веществе в ходе пластической деформации;

4) процесс пластической деформации носит волновой характер, при котором частота возникновения локальных деформационных участков определяется структурными особенностями материала, многофакторными внешними условиями (наложением условий деформирования, температуры), масштабным фактором.

Исследования авторов показали, что явление неравномерного деформирования материала выражается в образовании четко определяемых металлографически зонах с идентичной структурой, отличной от исходной. Расположение этих зон имеет периодичность, которая меняется по мере развития пластической деформации. Металлографические исследования показывают формирование макрорельефа на полированной поверхности образца, различную химическую активность этих зон и изменение в них физико-химических свойств материала и составляющих его фаз, например, повышенную растворимость компонентов и другие эффекты.

Показано, что неравномерное развитие пластической деформации в металлических системах на основе пластичных металлов приводит к неоднородному, дискретному изменению физико-механических свойств по объему образца. Наблюдаемые закономерности могут быть интерпретированы как результат проявления волновой природы пластического течения, а дискретность формирования микро- и макрозон локализации деформации являются результатом бегущих по образцу волн деформации. Характер проявления неоднородного, дискретного развития локализации деформации является суперпозицией и кинетическим воздействием двух основных процессов - закономерностями внешнего воздействия и процессами трансформации вещества в деформируемом материале.

Авторами проведена количественная оценка степени развития локализации деформации и установлена функциональная связь между степенью локализации и пластичностью материала. При распределении зон локализации деформации по всему объему образца наблюдается эффект взаимодействия этих зон в результате чего формируется устойчивый армирующий каркас - «эффект пучка», обеспечивающий прочность всего материала и целостность конструкции на его основе. Авторами установлено, что размеры локально-деформируемых зон и закономерности их развития зависят от многофакторного воздействия (температуры, схемы нагружения, кинетических параметров деформации, масштаба образцов и прочих факторов).

В работах авторов введен новый класс структурно-фазовых превращений в веществе, возникающих в виде резонансных временно существующих состояний в ходе пластической деформации. В зонах локализации деформации возникают неравновесные метастабильные структуры, проявление которых определяется также влиянием различных факторов: температуры, исходного состава, схемы напряженного состояния, но, прежде всего, кинетическими условиями развития деформации.

Элементарный акт появления и развития локальной зоны деформации заключается в кратковременном преобразовании вещества в месте достаточного накопления энергии, сопровождающегося падением напряжения в данной зоне с одновременным пластическим течением материала под действием внешних условий с последующим упрочнением материала в зоне локализации. Выдвинуто представление о синергетической природе пластической деформации, заключающееся в том, что в процессе ее развития в областях локализации возникают пространственные, временные или пространственно-временные структуры как в микро-, так и в макроскопическом масштабе. Неравновесные фазовые переходы этих синергетических систем, включающие в себя колебания, пространственно-временные структуры, порядок и хаос, отличаются несравненно большим разнообразием, чем фазовые переходы систем, находящихся в состоянии равновесия. Отличительным поведением этих систем является самоорганизация при произвольном изменении управляющих внешних параметров (масштаб образцов, кинетические условия, сложно-напряженное состояние).

Таким образом, деформационные превращения являются новым классом структурно-фазовых неравновесных превращений, развивающихся в синергетических системах. Они реализуются через пространственно-временные структуры, которые формируются и существуют только в ходе и под действием текущей пластической деформации. Деформационные превращения - это процесс непрерывного изменения степени порядка на различных структурных уровнях, связанных друг с другом принципом подчинения волновой природе пластической деформации.

В макромасштабе деформационные превращения являются своеобразными резонансными состояниями вещества между двумя возможными статическими состояниями. Существование особых квантованных объемов в жидком и твердом состоянии и переходы между ними могут обеспечиваться только короткоживущими виртуальными структурами. Поскольку пластическая деформация имеет волновой характер развития, а внешние воздействия в большинстве случаев также имеют волновую природу, то взаимодействие двух волновых процессов может привести к резонансным явлениям, и, следовательно, к существенному изменению хода пластического течения и соответствующему изменению свойств материала.

На основе анализа собственного экспериментального материала и теоретических разработок авторами предлагается новая концепция теории пластической деформации, базирующаяся на динамическом неравновесном кооперативном характере развития локально-деформируемых зон, в которых развиваются деформационные превращения, сопровождающиеся кардинальной структурно-фазовой перестройкой материала, приводящей к изменению физико-механических свойств и их дискретному распределению по объему в результате неоднородного, локально развития пластического течения на различных структурных уровнях.

Подписано в печать 05.10.04г.
Формат издания 84x60 1/16. Объём 17 уел. п. л. Печать офсетная.
Тираж 100 экз. Заказ № 1926

Отпечатано в типографии «Комплекс»
480100, г. Алматы, ул. Курмангазы, 29
тел. 610179, 724411, 613100, ф. 616048