

ТУСУПЖАНОВ АЙДЫН ЕЛЕУСЫЗОВИЧ

«Исследование влияния термомеханической обработки на структуру и свойства аустенитных сталей и сплавов»

6N0604 – Физика

Автореферат

на соискание академической степени магистра естественных наук

Республика Казахстан
г. Усть-Каменогорск
2011 г.

Работа выполнена в Восточно–Казахстанском государственном техническом университете имени Д.Серикбаева

Руководитель (консультант): доктор физико – математических наук Скаков Мажын Канапинович

Официальные оппоненты: к.т.н., доцент кафедры «Физика» ВКГУ имени С.Аманжолова Жакупова А.Е.

Ведущая организация: Восточно – Казахстанском государственном техническом университете имени Д.Серикбаева

Защита состоится 20 июня 2011 г. в 9.00 часов на заседании диссертационного совета № 09-П от 14.01.2011г. при Восточно–Казахстанском государственном техническом университете имени Д.Серикбаева, по адресу Серикбаева 19.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Восточно–Казахстанского государственного технического университета имени Д.Серикбаева, по адресу Серикбаева 19, читальный зал

Автореферат разослан 25 мая 2011 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета:

Л.Г. Журерова

ВВЕДЕНИЕ

Общая характеристика работы: Диссертационная работа посвящена исследованию сверхпластических характеристик и структурно-фазовых изменений в результате сверхпластической деформации образцов стали 12Х18Н10Т и сплава 67КН5Б.

Актуальность работы: В настоящее время в мире особое внимание уделяется технологиям, которые позволяют сберегать энергетические ресурсы. Энергоемкость Казахстанской промышленности в пять раз больше чем у стран Евросоюза [1]. Если смотреть с этой точки зрения применение эффекта сверхпластичности (СП) в технологии обработки металлов давлением позволяет за одну операцию получать детали сложной формы, при этом уменьшаются энергозатраты, трудоемкость и стоимость изготовления изделий, а также повышается коэффициент использования материала [2-4]. Особый интерес представляют аустенитные стали и сплавы, которые применяются для изготовления деталей работающих на ответственных участках. Однако все ещё недостаточная изученность физической природы и механизмов эффекта СП сплава, влияния вторичных фаз на СП, а также технологические трудности получения ультрамелкозернистых (УМЗ) структур, необходимых для реализации структурной СП, выступают сдерживающими факторами при внедрении этого эффекта в реальное производство.

Для успешного выбора схемы термомеханической обработки, ведущей к получению оптимальных механических свойств сплава, необходимо знание структурных и фазовых превращений в нем. Но, несмотря на широкое практическое применение и исследование [5-7] дисперсионно-твердеющего сплава 67КН5Б на Co-Ni основе и коррозионно-стойкой стали 12Х18Н10Т на Fe-Cr основе, не все особенности структурных и фазовых превращений в нем хорошо изучены. В частности, недостаточно сведений о влиянии структурно-фазовых превращений на сверхпластические и прочностные свойства, о механизмах сверхпластической деформации (СПД) и изменения напряжения течения в результате СПД.

Отсутствие этих данных ограничивает возможности выбора и оптимизации методов обработок. В этой связи исследования, направленные на изучение связи параметров микроструктуры сплавов с их механическими свойствами, с целью формирования структур с оптимальным сочетанием пластичности и прочности, являются весьма актуальными и позволяют создать основу при разработке новых технологий обработок этого сплава.

Важными проблемами при практическом применении эффекта СП сплавов являются: выяснение влияния особенностей выделения и параметров частиц вторичных фаз на СП, определение основных и аккомодационных механизмов СПД. Решение этих проблем позволит, на наш взгляд, глубже понять природу СП дисперсионно-твердеющих сплавов и создать основу методов обработок, приводящих к формированию структур с оптимальными технологическими и прочностными свойствами.

Известно, что после обработки в сверхпластичном состоянии резко

снижается анизотропия механических свойств, заметно повышается ударная вязкость и усталостная прочность материалов [8-11]. Поэтому обработка в сверхпластичном состоянии может быть рекомендована практикам-материаловедам как специальная деформационно-термическая обработка.

Целью исследования являются установление закономерностей влияния фазового состава и структуры на сверхпластичность аустенитных сталей и сплавов и установление механизмов сверхпластической деформации, а также определение истинных напряжений.

Объект исследования: В качестве материала исследования выбран аустенитный, дисперсионно-твердеющий сплав 67КН5Б (67%-Co, 28%-Ni, 5%-Nb), и аустенитная нержавеющая сталь 12Х18Н10Т (0,12%-С, 18%-Ni, 10%-Ti, основа Fe) промышленного изготовления и стандартного состава.

Выбор материала исследования:

Сплав 67КН5Б относится к дисперсионно-твердеющим аустенитным сплавам и используется в промышленности. Выбор обоснован также и тем, что сплав проявляет СП свойства при определенной скорости и температуре деформации [11]. Сплав 67КН5Б после закалки находится в состоянии γ -твердого раствора с ГЦК-решеткой и упрочняются при деформации или при старении за счет выделения избыточных вторичных фаз.

В данном сплаве путем несложных термических или механико-термических обработок можно получить широкий спектр структурных состояний, отличающихся фазовым составом, механизмом выделения избыточных фаз, степенью дисперсности и морфологией выделяющихся частиц, дислокационной структурой и состоянием границ зерен.

Сталь 12Х18Н10Т применяют в качестве коррозионно-стойкого и жаропрочного материала. Сталь используют в сварных конструкциях, работающих в контакте с азотной кислотой и другими средами окислительного характера; некоторыми органическими кислотами средних концентраций, органическими растворителями, атмосферных условиях и т.д. Из стали 12Х18Н10Т изготавливают емкостное, теплообменное, и реакционное оборудование, а также стенки чехлов тепловыделяющих сборок быстрых ядерных реакторов. Сталь 12Х18Н10Т хорошо свариваются всеми видами ручной и автоматической сварки. Сталь аустенитного класса 12Х18Н10Т предназначена для изготовления пароперегревателей и турбоприводов силовых установок высокого давления. Сталь используют для сварных конструкций в криогенной технике при температуре до -269°C .

Предмет исследования: Исследование структурно-фазовых превращений аустенитных сталей и сплавов после термомеханических обработок, а так же изменение истинных напряжений при сверхпластической деформации.

Задачи исследования: Для достижения цели данной работы были проведены следующие задачи:

- 1) механические испытания образцов на микротвердость ГОСТ 9450-60;

- 2) испытания на одноосное растяжение при повышенных температурах с измерением условного предела текучести, прочности и пластичности;
- 3) изучение структуры с помощью оптической микроскопии;
- 4) изучение микроструктуры с применением растровой электронной микроскопии;
- 5) рентгено-дифрактометрический фазовый анализ;
- 6) провести анализ экспериментальных данных, с целью разработки практических рекомендаций и внедрения полученных результатов в производство.

Степень обоснованности и достоверности результатов, полученных в работе достигнута

1. Использованием хорошо апробированных методик механических испытаний, таких как рентгеноструктурный, и металлографический методы исследования, позволяющих проводить прямое изучение структуры и фазового состава сплавов, испытания на микротвердость.

2. Корректностью постановки задач и обоснованным выбором материала исследования.

3. Достаточным объемом экспериментальных данных и их непротиворечивостью фундаментальным положениям физики конденсированного состояния.

Методы исследования: В настоящей работе в качестве основных методов исследования были использованы:

1. Металлографический анализ с применением микроскопов «NEORHOT-21» и «МИМ-7».

2. Метод рентгеноструктурного анализа на дифрактометре ДРОН-3 с гониометрической приставкой ГП-13.

3. Испытания на микротвердость на приборе ПМТ – 3.

4. Одноосное растяжение при повышенных температурах на установке 1246P

5. Растровая электронная микроскопия на JSM-6390LV с приставкой для микроанализа “Inca Energy”

Новизна исследования: Обработка промышленного сплава 67КН5Б в СП состоянии позволяет получать структуры с оптимальным сочетанием механических свойств. Результаты комплексных исследований структуры и механических свойств сплава 67КН5Б после примененных нами предложенных обработок позволяют сделать заключение о технологической перспективности обработки сплавов в СП состоянии для изготовления различных деталей из этого сплава.

Исследована высокотемпературная пластическая деформация стали 12X18H10T после различных обработок, оптимальный показатель СП достигнут после прокатки на 80% + скоростной нагрев до 820⁰С(3мин) со скоростью 300⁰С + СПД (T=780⁰С, $\epsilon=0,72 \cdot 10^{-2}$). Определена температура растворения α -Fe, предварительно прокатанных образцов.

Низкие напряжения и высокая пластичность при деформации сплавов с микродуплексной структурой обеспечивают возможность изготовления изделий самой сложной формы в условиях СП.

Положения выносимые на защиту:

1. Изменение показателя сверхпластичности в зависимости от величины размера зерна в образцах сплава 67КН5Б
2. Влияние режимов прокатки и отжига на структурно-фазовое состояние и свойства стали 12Х18Н10Т
3. Особенности изменения истинных напряжений при сверхпластической деформации аустенитных сталей и сплавов.

Практическая значимость:

Результаты, полученные в диссертации, могут быть использованы:

1. Применение эффекта СП в изготовлении деталей сложной формы обработкой материалов давлением позволит сберечь энергоресурсы, трудозатраты и ресурсозатраты.
2. Определенные в работе оптимальные режимы СП и структурно-фазовые изменения обеспечат оптимальные эксплуатационные свойства полученных деталей.

Личный вклад автора: В процессе выполнения магистерской диссертации автор принимал непосредственное участие во всех экспериментах, в постановки цели и задачи исследования, в обработке полученных результатов и формулировке выводов.

Апробация результатов работы. Материалы диссертационной работы доложены и обсуждены на 7-ой международной конференция ядерная и радиационная физика ICNRP'09 2009г., Алматы; открытой школе конференции стран СНГ «Ультра мелкозернистые и наноструктурные материалы», Уфа 2010; II-ой Республиканской научно-практической конференции молодых ученых и студентов «Единство образования, науки и инноваций», Усть-Каменогорск, 2011г.; 11-ой международной научно-технической конференции студентов магистрантов, аспирантов и молодых преподавателей «Творчество молодых инновационному развитию Казахстана», Усть-Каменогорск, 2011г.; 2-ой международной научно-практической конференции с элементами научной школы для молодых ученых «Инновации технологии и экономика машиностроении», Юрга 2011г.

Основные публикации по теме диссертации: По теме диссертации опубликовано 10 работ, которые были изданы в сборниках материалов научно – практических конференциях.

ОСНОВНАЯ ЧАСТЬ

Во введении обоснована актуальность темы магистерской диссертации, описаны цель, задачи исследования, методы исследования, отмечены научная новизна и практическая значимость полученных результатов, аргументирована общая характеристика работы, изложены основные положения, выносимые на защиту.

В первой главе дан краткий литературный обзор современного состояния исследования эффекта сверхпластичности. Изменения и развития структуры и особенности разрушения материалов при сверхпластической деформации. Приведены основные модели сверхпластической деформации.

Во второй главе обоснован выбор материала исследования. В качестве материала исследования использовались аустенитные сталь 12Х18Н10Т и сплав 67КН5Б.

Выбраны и описаны методики механических испытаний образцов, методики структурных исследований, методика количественной обработки результатов исследования.

Структурные исследования проведены методами оптической металлографии, и рентгеноструктурного анализа. Металлографические исследования выполнены на оптических микроскопах «НЕОРНОТ - 21» и «МИМ – 7». Съёмка с НЕОРНОТ-21 проводилась иммерсионным методом с применением кедрового масла.

Для выявления микроструктуры использовался травитель состав: 10% раствор хлорной кислоты в уксусной для сплава 67КН5Б и 10% раствор щавелевой кислоты в дистиллированной воде.

Размер зерен микроструктуры сплавов определяли по фотоснимкам методом секущих.

Для рентгенофазового анализа применяли дифрактометр ДРОН-3, с гониометрической приставкой ГП-13. Съёмку образцов проводили на отражение по схеме фокусировки Брэгга -Брентано в кобальтовом K_{α} и Си излучениях. Чтобы исключить β - линии на дифрактограммах при съёмке на кобальтовом излучении использовали селективно поглощающий β - фильтр из железа.

Измерения микротвердости образцов выполняли на микротвердомере ПМТ-3, при нагрузке на индентор $P=100$ г и времени выдержки -при этой нагрузке 10 сек. В качестве индентора при измерениях микротвердости использовали правильную четырехгранную алмазную пирамиду с углом при вершине 136° , аналогично методу определения твердости по Виккерсу.

Для обработки результатов измерений микротвердости применяли стандартные компьютерные программы статистики и корреляционного анализа.

В третьей главе исследованы механизмы СПД сплава 67КН5Б разным исходным размером зерна. Для получения зерен необходимой величины образцы перед СПД подвергали отжигу с различной выдержкой при $860-970^{\circ}\text{C}$. Исследованиями микроструктуры сплава на оптическом микроскопе ус-

тановлено, что после отжига при 930°C в течение 10 мин протекают рекристаллизационные процессы. Средний размер зерен составляет $\langle d \rangle \approx 12$ мкм, причем размеры зерен в продольных и поперечных направлениях практически совпадают, что свидетельствует о равноосности зерен сформированной структуры. Образцы сплава 67КН5Б с соответствующей исходной структурой после нанесения продольных и поперечных рисок были подвергнуты деформации при $T=870^\circ\text{C}$ и $\dot{\varepsilon}=1\cdot 10^{-3}\text{ c}^{-1}$.

Результаты исследования микроструктуры образцов после деформации при $T=870^\circ\text{C}$ и $\dot{\varepsilon}=1\cdot 10^{-3}\text{ c}^{-1}$ показывают, что размер зерен увеличивается в 1,7 раза, достигая $\langle d \rangle \approx 20$ мкм. Так же в структуре сплава происходит образование пор объемная доля которых составляет $f \approx 20\%$.

Определенная методом поперечных рисок деформация за счет зернограницного скольжения (ЗГС) сплава 67КН5Б, с начальным размером зерен $\langle d \rangle \approx 12$ мкм, составила $\varepsilon_{\text{ЗГС}} = 30 - 31\%$.

Вклад ЗГС в общую деформацию, определенный нами по формуле, составляет соответственно $\gamma_{\text{ЗГС}} = 60-62\%$.

Определенная методом Речингера [8-9] деформация зерен за счет внутри дислокационного скольжения равна 15%.

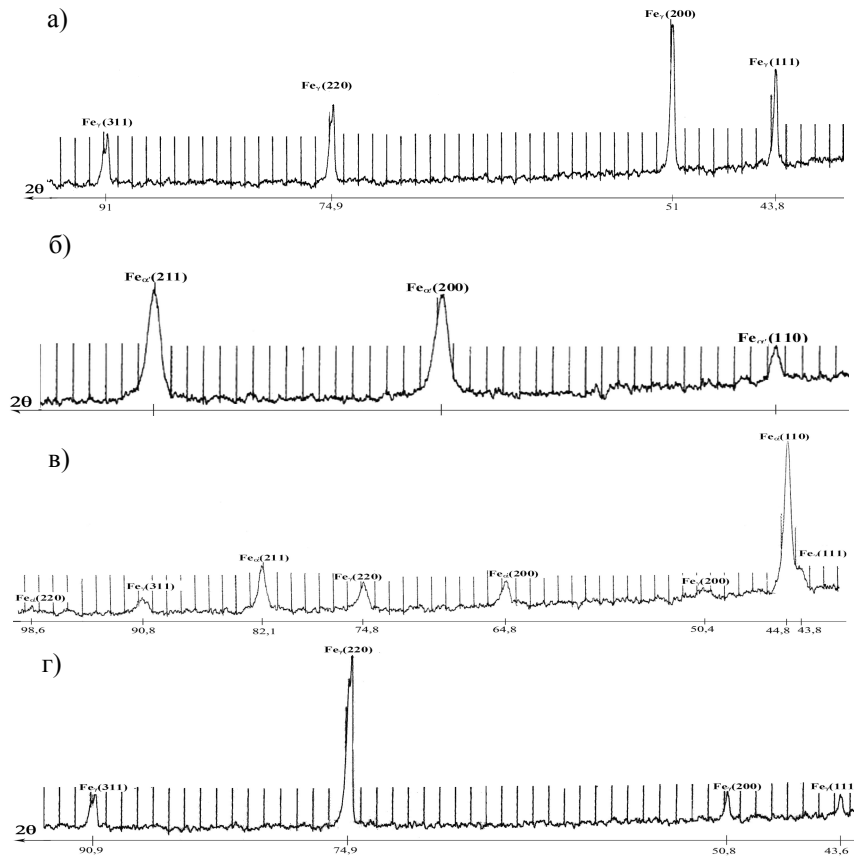
Таким образом, сумму вкладов различных механизмов в общую деформацию сплава 67КН5Б с начальным размером зерна $d \approx 12$ мкм в ходе растяжения при температуре $T=1143\text{K}$ (870°C) и скорости $\dot{\varepsilon}=1\cdot 10^{-3}\text{ c}^{-1}$, можно представить в виде

$$\varepsilon_{\text{ОБЩ}} = \gamma_{\text{ЗГС}} + \gamma_{\text{ВДС}} + f = 62\% + 15\% + 20\%$$

В дальнейшем представляло интерес изучение механизмов высокотемпературной деформации сплава 67КН5Б с меньшим начальным размером зерен, соответствующим проявлению сверхпластических свойств. Поэтому обработкой: закалка от 950°C (10 мин), прокатка на 90% и отжиг при 880°C (20 мин) добились получения мелкозернистой СП структуры со средним размером зерен матрицы $d \approx 2,7$ мкм. В ходе экспериментов по деформации растяжением сплава 67КН5Б подтвержден достаточно известный факт, что при СПД происходит рост зерен, причем в рабочей части образца гораздо быстрее, чем в недеформированных участках. После деформации со степенью 26% средний размер зерен сплава 67КН5Б увеличился в два раза, достигая значения $\langle d \rangle \approx 5,4$ мкм. Причем зерна растут во всех направлениях, а их число уменьшается по сравнению с исходным состоянием.

Определено влияние режимов прокатки и отжига на структурно-фазовое состояние и свойства стали 12Х18Н10Т. В исходном состоянии сталь имеет ГЦК-решетку с параметром $a=3,59\text{ \AA}$ (Рисунок 1, а), после прокатки сталь полностью переходит в α' -мартенситное состояние с параметром решетки $a_\alpha = 2,875\text{ \AA}$ (Рисунок 1, б). После отжига предварительно прокатанных образцов (80%) при температуре 600°C (30 мин.), в структуре стали появляются пики от γ -железа (Рисунок 1, в). Обратный переход γ -железа в α' -железо происходит

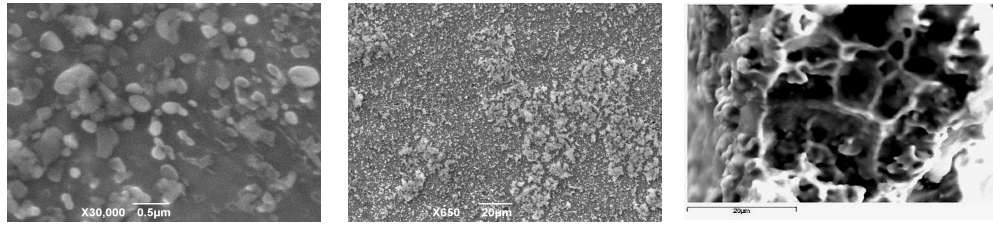
после отжига при температуре 920°C в течение 30 минут. Дальнейшее увеличение температуры отжига приводит к резкому увеличению размеров зерен.



а) исходное состояние; б) прокатка на 80%; в) прокатка на 80%+отжиг при 600°C (30мин); г) прокатка на 80%+отжиг при 920°C (30мин).

Сурет 1. Фрагменты дифрактограмм стали 12X18H10T.

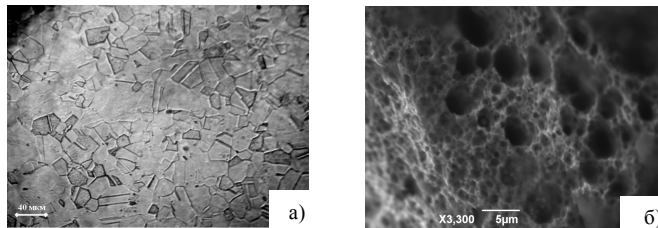
Установлено, что при температуре СПД идет интенсивное выделение сферических частиц вторичной η -фазы (рис. 1, а), которая имеет ГПУ-решетку, с параметрами, $a=5,62 \text{ \AA}$, $c=7,90 \text{ \AA}$ [2]. Объемная доля которого составляет около $f\sim 45\%$. Микроанализ показал следующий химический состав структурных составляющих сплава: в центральном участке зерен γ -матрицы 65,09%-Co, 29,9%-Ni, 5,01%-Nb; в частице η -фазы 55,0%-Co, 30,0%-Ni, 15,0%-Nb. В дальнейшем в результате СПД происходит коагуляция частиц и образование зон, состоящих только из вторичных фаз (рис. 1, б). По мнению авторов, интенсивное выделение вторичной фазы выступает аккомодационным процессом СПД, максимальное относительное удлинение образца составило $\delta=1140\%$, относительное сужение $\psi=97,2\%$. На рисунке 1, г показана микроструктура поверхности излома в результате СПД. Поскольку излом имеет чашечную структуру то можно сказать, что происходит вязкое разрушение образца.



а) закалка 950°C (10 мин), прокатка на 90% и выдержка T=870°C (5 мин); б) закалка от 950°C (10 мин), прокатка на 90% и СПД при T=870°C и $\dot{\varepsilon}=1 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$; г) поверхность разрушения после СПД на 780%;

Рисунок 2. Микроструктура сплава 67KH5B

СПД аустенитной стали 12X18H10T проходит несколько иначе. В настоящей работе впервые максимальный уровень пластичности с относительным удлинением $\delta=190\%$ достигнуто после обработки: прокатка на 80%, скоростной нагрев (скорость нагрева не менее 300 град/с) до T=800°C и закалка в воде и СПД при T=780°C и $\dot{\varepsilon}=0,72 \cdot 10^{-2} \text{ c}^{-1}$, относительное сужение образца составило $\psi=85,2\%$. Из рисунка 2, б видно, что в стали 12X18H10T после СПД также происходит вязкое разрушение. Выделение мартенситной фазы после прокатки, а не во время проведения СПД ухудшает показатель сверхпластичности. Поскольку T=780°C является началом растворения α' -мартенситной фазы, то можно предположить, что аккомодационным эффектом является не растворение вторичной фазы, а ее выделение.



а) микроструктура исходного образца; б) поверхность разрушения после СПД на 190%

Рисунок 2. Микроструктура стали 12X18H10T

В работе выведена теоретическая формула разработан фотометрический метод оценки изменения истинных напряжений при пластической деформации:

$$S_{\text{теор}} = \frac{P}{F_0} \left(1 + \frac{\Delta l}{l_0} \right)$$

где, P - нагрузка;

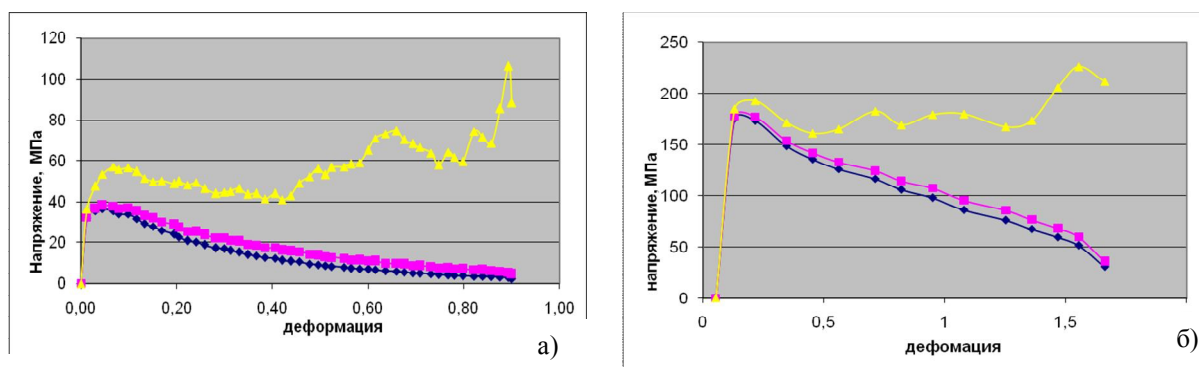
F_0 -площадь поперечного сечения;

Δl -относительное удлинение;

l_0 - рабочая длина

На рисунке 3 показаны графики изменения условного напряжения – $S_{\text{усл.}}$, истинного напряжения определенного теоретическим методом - $S_{\text{ист.т.}}$ и

истинного напряжения, определенного фотометрическим методом - $S_{ист.}$ для сплава 67КН5Б и стали 12Х18Н10Т.



а) закалка от 950°С (10 мин), прокатка на 90% и СПД сплава 67КН5Б при $T=870^{\circ}\text{C}$ и $\dot{\varepsilon}=1\cdot 10^{-3}\text{ c}^{-1}$;

б) прокатка на 80%, скоростной нагрев до $T=800^{\circ}\text{C}$ и закалка, СПД стали 12Х18Н10Т при $T=780^{\circ}\text{C}$ и $\dot{\varepsilon}=0,72\cdot 10^{-2}\text{ c}^{-1}$

Рисунок 3. График изменения истинных напряжений при СПД

Видно, что в начале деформации условное напряжение $S_{усл}$ увеличивается, достигает максимума и затем равномерно уменьшается. Из анализа видно, что в результате СПД напряжения изменяются скачкообразно. Причем данные теоретического истинного напряжения довольно хорошо сходятся с истинным напряжением. После увеличения относительного удлинения образца $\delta=500\%$ происходит резкое увеличение значений истинного теоретического напряжения.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Основные результаты и выводы по работе:

В результате проведенного исследования получены оригинальные результаты, позволяющие сформулировать следующие основные выводы диссертационной работы:

1. Установлено выделение фазы с ГПУ-решеткой в интервале 923-1173К (650-940°С) при отжиге и при СПД, прокатанного на 90% сплава 67КН5Б. Определены химический состав, тип и параметры решетки, морфология и размеры частиц, а также влияние этой фазы на механические свойства сплава 67КН5Б.

2. Исследованы механизмы деформации сплава 67КН5Б, установлено влияние начального размера зерна на вклады различных механизмов в общую деформацию. При уменьшении размеров зерен от 12 до 2,7 мкм проявляется СП сплава, вклад ЗГС повышается от 60% до 68%, а вклад ВДС уменьшается. После деформации сплава с $\langle d_0 \rangle \approx 12$ мкм образуются межзеренные поробразные трещины, а в случае деформации мелкозернистой структуры значительного порообразования не наблюдается вплоть до степеней 800%. Установлено, что при СПД происходит растворение частиц вторичной фазы и

образование «диффузионных» зон вблизи границ матрицы. Аккомодационным процессом деформации может быть диффузионный массоперенос атомов по границе зерна, инициируемый растворением частиц вторичной фазы.

3. Установлены, что сплав 67КН5Б после СПД не требует упрочняющих обработок. Так как после СПД прочностные свойства сплава достаточно высоки: $\sigma_B=1287,5$ МПа, $\sigma_{0,2}=863$ МПа, $\delta=23$ % и $H_{\mu}=3217$ МПа.

Таким образом, полученные в работе экспериментальные данные помогают предсказать максимальные свойства СП сплава 67КН5Б при различных видах обработок. Обнаруженная в сплаве 67КН5Б ГПУ-фаза может быть применена для стабилизации структуры и свойств сплава, в частности сверхпластических, при повышенных температурах. Установленные фазовые превращения и механизмы СП расширяют представления о природе этого явления в дисперсионно-твердеющих сплавах. Разработанные в работе способы и режимы упрочняющих обработок, позволяют практикам-материаловедам

Оценка полноты решений поставленных задач. В результате проведенных экспериментальных исследований и анализа полученных результатов установлены структурно-фазовые изменения в результате сверхпластической деформации сплава 67КН5б и стали 12Х18Н10Т. Разработана методика определения истинного напряжения при высокотемпературной пластической деформации. Определены изменения истинных напряжений при сверхпластической деформации. Поставленные в работе задачи решены полностью.

Оценка научного уровня выполненной работы в сравнении с лучшими достижениями в данной области: Диссертационная работа и полученные результаты соответствуют современному научно-техническому уровню, экспериментальные результаты получены с использованием современных методов исследования, отличаются комплексным подходом, выводы не противоречат фундаментальным положениям физики конденсированного состояния и существенно дополняют их.

Список опубликованных работ:

1. Ерболатулы Д., Тусупжанов А.Е., Кантай Н. «Исследование структурно-фазовых превращений и свойств аустенитных Ni-Cr сплавов», 7-я международная конференция «Ядерная и радиационная физика», г. Алматы 2009, С.112-113

2. Тусупжанов А.Е. Ерболатулы Д. «Особенности проявления эффекта сверхпластичности в аустенитных сплавах и сталях», открытая школа конференция стран СНГ «Ультра мелкозернистые и наноструктурные материалы», Уфа 2010. – С254

3. А.Х. Чериханова, Д. Ерболатулы, А.Е. Тусупжанов «Аустенитті 12x18н10т болатының құрылым-фазалық өзгерісіне термомеханикалық өңдеудің әсері» II-ая Республиканская научно-практическая конференция молодых ученых и студентов «Единство образования, науки и инноваций», Усть-Каменогорск, 2011г.

4. А.Т. Толеуханова, А.Д. Басшыбекова, А.Е. Тусупжанов, Д. Ерболатулы «Аустенитті қорытпалар мен болаттардың асқыпластикалық

деформациялануының нақты кернеуін зерттеу» II-ая Республиканская научно-практическая конференция молодых ученых и студентов «Единство образования, науки и инноваций», Усть-Каменогорск, 2011г.

5. А.Е. Тусупжанов, А.Т. Толеуханова, Д. Ерболатулы, «12Х18Н10Т болатының жоғары температурадағы пластикалық деформациялауын зерттеу» 11-оя Международная научно-техническая конференция студентов магистрантов, аспирантов и молодых преподавателей «Творчество молодых инновационному развитию Казахстана Усть-Каменогорск, 2011г.

6. А.Е. Тусупжанов, А.Д. Басшыбекова, М.К. Скаков «67КН5Б корытпасының асқынпластикалық деформациялау кезіндегі нақты кернеуді анықтау» 11-ая Международная научно-техническая конференция студентов магистрантов, аспирантов и молодых преподавателей «Творчество молодых инновационному развитию Казахстана» Усть-Каменогорск, 2011г.

7. Тусупжанов А.Е., Ерболатулы Д., Скаков М.К. «Исследование сверхпластической деформации аустенитных сталей и сплавов», 2-ой международной научно-практической конференции с элементами научной школы для молодых ученых «Инновации технологии и экономика машиностроения», Юрга 2011г. С. 287-289

Аустенитті болаттар мен қорытпалардың құрылымы мен қасиеттеріне термомеханикалық өңдеудің әсерін зерттеу

Өзектілігі: Қазіргі таңда энергияны үнемдеуге мүмкіндік беретін технологияларға ерекше көңіл бөлінуде. Металлдарды қысыммен өңдеуде, асқынпластикалық эффектісін қолдану, бір операциямен құны төмендетілген күрделі пішінді бұйымдарды алуға мүмкіндік береді. Осы тұрғыдан алатын болсақ жауапты бөліктерде жұмыс істейтін бөлшектерді жасауда кеңінен қолданылатын аустенитті болаттар мен қорытпалар ерекше орын алады.

Жұмыстың мақсты: Аустенитті болаттар мен қорытпалардың фазалық құрамы мен құрылымының асқынпластикалық қасиеттеріне әсерінің заңдылықтарын, асқынпластикалық деформацияланудың механизмдерін сонымен қатар шынайы кернеудің өзгеруін анықтау.

Зерттеу объектісі: Зерттеу материалы ретінде өндірістік жолмен жасалған және стандартты құрамды аустенитті, дисперсиялы-катайғыш 67KH5B (67%-Co, 28%-Ni, 5%-Nb) қорытпасы және аустенитті коррозияға төзімді 12X18H10T (0,12%-C, 18%-Ni, 10%-Ti, основа Fe) болаты алынды.

Зерттеу есептері: Қойылған мақсаттарға жету үшін келесі есептер қойылды: үлгілерді микроқаттылыққа сынау; жоғары температураларда бір ості созуға сынау; оптикалық және растрлы микроскопия көмегімен құрылымды талдау; рентген-дифракциялы фазалық талдау; алынған нәтижелерді өндіріске енгізуге ұсыныстар жасау мақсатымен тәжірибелік мәліметтерді талдау.

Жұмыстың негізгі қорытындылары мен нәтижелері:

1. 90% илектелген 67KH5B қорытпасын асқынпластикалық деформациялағанда және 650-940°C аралығында қыздырғанда гексогоналды тығыз қапталған торлы фазаның бөлінуі анықталған. Осы бөлшектердің химиялық құрамы, тор мараметрі және типі, сонымен қатар бұл фазаның 67KH5B қорытпасының механикалық қасиеттеріне әсері анықталған.

2. 67KH5B қорытпасының деформациялану механизмдері, түйіршіктердің бастапқы өлшемдерінің жалпы деформацияға әртүрлі механизмдердің үлесі анықталған. Түйіршік өлшемдерін 12 мкм-ден 2,7 мкм-ге дейін кішірейткенде қорытпаның асқынпластикалықтығы байқалады, түйіршік аралық сырғанау механизмінің үлесі 60%-дан 68%-ға артады, ал түйіршік ішілік дислокациялық сырғанау механизмінің үлесі азаяды. Асқынпластикалық деформациялау кезінде екінші фаза бөлшектерінің еруі және түйіршік шекараларында «диффузиялық» аудандардың пайда болуы анықталған. Деформациялаудың аккомодациялық үрдістері ретінде екінші фазаның еруімен жеделдетілетін атомдардың түйіршік шекарасымен диффузиялық масса тасымалдау бола алады.

3. 67KH5B қорытпасын үйлесімді температурада асқынпластикалық деформациялау кезіндегі құрылым-фазалық өзгеру асқынпластикалық көрсеткішіннің $\delta=1143\%$ өсуіне себеп болады, ал 12X18H10T болатында жылпы ұзару $\delta=190\%$ өте төмен;

Investigation of the influence of thermomechanical treatment on structure and properties of austenitic steels and alloys

Relevance: At present, special attention is given to technologies aimed at saving of energy resources. From this point of view, application of superplasticity in metal forming allows producing parts of complex shape in single operation resulting in reduction of energy, labor and production costs. Austenitic steels and alloys are of special interest as they are used to manufacture parts operating in important areas.

The aim of this research is to establish the effect of phase composition and structure on superplasticity of austenitic steels and alloys and to clarify the mechanisms for superplastic deformation, as well as to define the true stress.

Research materials: commercial austenitic precipitation hardened 67CoNi5Nb alloy (67%-Co, 28%-Ni, 5%-Nb), and commercial 12Cr18Ni10Ti austenitic stainless steel (0.12% C, 18%-Ni, 10% Ti, Fe - balance) were chosen.

Research objectives: To achieve the goal of this work the following tasks were carried out: mechanical testing of samples for microhardness, uniaxial tensile tests at elevated temperatures, optical and scanning electron microscopy, X-ray diffraction phase analysis and experimental data analysis to develop recommendations for industrial applications of the results.

Major results and conclusions of the work:

1. It was found that precipitation of the second phase particles (hexagonal crystal lattice) took place for the 90% cold-rolled 67CoNi5Nb alloy during annealing at 650-940°C followed by deformation at superplastic conditions. The following characteristics of the second phase were determined: chemical composition, type, lattice parameters, and morphology and particle size. The effect of this phase on the mechanical properties of the 67CoNi5Nb alloy was also investigated.
2. The deformation mechanisms of the 67CoNi5Nb alloy and the effect of initial grain size on the contribution of different mechanisms to the overall deformation process were determined. It was concluded that a decrease in grain size from 12 to 2.7 microns leads to development of superplastic characteristics in the investigated alloy, the contribution of grain boundary sliding increases from 60% to 68%, while the contribution of dislocation creep decreases. It was found that during superplastic deformation the second phase particles are dissolved and formation of «diffusion» zones is taking place in near grain boundaries. Accommodation mechanism for deformation is assumed to be the diffusion mass transport of atoms on grain boundaries initiated by dissolving of the secondary phase particles.
3. Structural and phase changes in 67CoNi5Nb alloy at the required temperatures for superplastic deformation contribute to an increase of superplastic index to $d = 1143\%$, which is significantly higher than the one for the 12Cr18Ni10Ti steel ($d = 190\%$).