

ВЛИЯНИЕ СОЧЕТАНИЯ ДЕФОРМАЦИЙ ПРИ 77 К ВОЛОЧЕНИЕМ И КВАЗИГИДРОЭКСТРУЗИЕЙ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ СТАЛИ 06X16H15M3B

*И.М. Неклюдов, О.И. Волчок, В.В. Калиновский, В.С. Оковит, В.И. Соколенко,
П.А. Хаймович, Н.А. Черняк, Л.А. Чиркина*

*Национальный научный центр “Харьковский физико-технический институт”,
г.Харьков, Украина*

Показана эффективность применения последовательного сочетания деформирования при 77 К путем волочения и квазигидроэкструзии для реализации интенсивных пластических деформаций, обеспечивающих высокую полноту $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращений и существенное повышение прочности стали аустенитного класса 06X16H15M3B. Обоснован структурно-фазовый критерий оптимизации долей деформации при комбинации способов деформирования с различными эпюрами напряжений для аустенитного состояния и установлено, что завершающим этапом при этом должен быть способ деформации, развивающийся в условиях всестороннего сжатия.

ВВЕДЕНИЕ

Одним из основных путей получения объёмных металлических наноструктурных материалов является применение интенсивных пластических деформаций (ИПД), в результате которых в массивных материалах идут процессы измельчения микроструктуры до наноразмеров. ИПД реализуются при высоких механических напряжениях, которые достигаются путём применения сложных схем механического деформирования, например, интенсивного кручения под высоким давлением, равноканального углового прессования и др. [1-3]. В результате имеют место пластические деформации материала сложной реологии, обеспечивающие высокие прочностные характеристики материала при подавлении развития процессов нарушения сплошности и разрушения. Аналогичный характер воздействия может быть реализован при последовательном сочетании таких способов деформирования, для которых характерны различные эпюры механических напряжений (например, волочение и экструзия). Причем, представляется целесообразным осуществлять такие деформации в условиях низких температур, когда формируется широкий спектр и высокая концентрация дефектов кристаллического строения, что в значительной степени определяет образование в металлах и сплавах субмикродисперсных структур [4-8].

Задачи настоящей работы предусматривали установление эффективности низкотемпературных условий (77 К) деформирования и исследование влияния комбинации деформаций при 77 К путём волочения и квазигидроэкструзии (КГЭ) на физико-механические свойства и микроструктурные параметры стали аустенитного класса.

МЕТОДИКА

Объектом исследования была аустенитная сталь 06X16H15M3B ($\leq 0,06\%$ С; 15...17% Cr; 14...16% Ni;

2,5...3,5% Mo; 0,25...0,5% Nb), полученная путём вакуумного переплава с дополнительным легированием скандием до 0,15%. После выдавливания слитка и волочения при комнатной температуре проволоочный материал отжигали при 1370 К ($P=10^{-5}$ Торр) в течение 1 ч, что обеспечивало полную гомогенизацию и формирование аустенитной структуры. Последующие деформации при 77 К путем волочения и КГЭ до различных степеней $\epsilon=10\ldots 70\%$ осуществляли на специальных устройствах, подробно описанных в [9,10]. Кроме того, часть исходных проволоочных образцов деформировали в два этапа: на первом этапе (ϵ_1) – путём волочения при 77 К до различных диаметров ($\epsilon_1=10\ldots 60\%$), а на втором (ϵ_2) – путём КГЭ при 77 К до конечной деформации $\epsilon_k = \epsilon_1 + \epsilon_2 = 70\%$. Такой методический подход позволял изучить влияние соотношения долей разных способов деформации для оптимизации эффективности их комбинации на физико-механические характеристики стали 06X16H15M3B.

После осуществления деформаций путем волочения, КГЭ и комбинированной обработки проводили измерения микротвёрдости при 300 К и полевых зависимостей намагничивания $M(H)$ при 77 К, по которым определяли количество магнитной фазы [11]. Контроль параметров дислокационной структуры стали после примененных обработок осуществляли из данных измерения амплитудных зависимостей декремента затухания (АЗВТ) низкочастотных (0,3 Гц) крутильных колебаний в диапазоне $(1\ldots 20) \cdot 10^{-5}$ при 300 К на установке [12]. Эффективность низкотемпературных условий обработки определяли из сравнительных данных, полученных при испытаниях на растяжение при 300 К проволоочных образцов, прошедших волочение при 300 и 77 К до различных степеней деформации, и данных измерения относительного электросопротивления R_{300}/R_{77} (потенциометрический метод).

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Роль температурных условий деформации волочением видна из приведенных в табл.1 сравнительных данных физико-механических характеристик стали 06X16H15M3Б после различных температурно-силовых режимов деформации волочением. Из этой таблицы следует, что значения механических характеристик после сопоставимых степеней деформации волочением при 77 К существенно выше, чем после волочения при 300 К. Так, относительный эффект деформационного упрочнения ($\Delta \sigma = \frac{\sigma_d - \sigma_o}{\sigma_o} \cdot 100\%$, где σ_d – значение $\sigma_{0,2}$ или σ_B по

сле деформации; σ_o – значение $\sigma_{0,2}$ и σ_B в исходном состоянии) увеличивается с ростом степени деформации и после волочения при 77 и 300 К, например для $\epsilon = 70\%$ составляет соответственно, по $\sigma_{0,2}$ – 480 и 130%, по σ_B – 176 и 126%. Больше упрочнение после волочения в низкотемпературных условиях сопровождается также и более значительным ростом электросопротивления, чем после деформации при 300 К. Значения R_{300}/R_{77} составляют 0,96 и 0,78 соответственно для деформации при 77 и 300 К против 0,75 для исходного состояния.

Таблица 1

Физико-механические свойства стали 06X16H15M3Б после различных температурно-силовых режимов деформации волочением

Температурно-силовой режим деформации волочением		$\sigma_{0,2}$, МПа	$\Delta\sigma_{0,2}$, %	σ_B , МПа	$\Delta\sigma_B$, %	R_{77}/R_{300}
Исходное (гомогенизированное) состояние		250	-	650	-	0,75
$\epsilon=26\%$	T=77 К	700	180	1200	84	0,83
	T=300 К	600	140	860	32	0,76
$\epsilon=42\%$	T=77 К	1150	360	1600	146	0,91
	T=300 К	620	172	1150	76	0,77
$\epsilon=70\%$	T=77 К	1270	408	1800	176	0,96
	T=300 К	950	280	1470	126	0,78

Таким образом, выявленная эффективность упрочнения и дефектообразования после деформации в криогенных условиях определяет целесообразность ее использования для формирования субмелкодисперсного состояния при последовательном сочетании разных способов деформирования.

Рассмотрим результаты измерений физико-механических характеристик и микроструктурных параметров стали 06X16H15M3Б после волочения, КГЭ и их последовательного сочетания при 77 К. На рис.1 приведена зависимость микротвердости стали от степени предварительной деформации при 77 К путем волочения, КГЭ, а также зависимость микротвердости после комбинированной обработки до $\epsilon_k=70\%$ от степени деформации на первом этапе ϵ_1 (деформация волочением при 77 К). Следует отметить ряд существенных отличий в характере упрочнения стали при этих способах деформирования. Во-первых, эффект деформационного упрочнения после волочения выше, чем после КГЭ. Во-вторых, кривая $H_c(\epsilon)$ после волочения растёт линейно, а после КГЭ при $\epsilon > 50\%$ происходит насыщение упрочнения. В результате последовательного сочетания волочения и КГЭ до $\epsilon_k=70\%$ наблюдается упрочнение, величина которого не достигается как в случае деформации волочением, так и КГЭ в отдельности. Обращает на себя внимание тот факт, что в результате осуществления такой комбинированной обработки имеет место оптимум упрочнения, который проявляется при

определенном соотношении долей деформации ϵ_1 и ϵ_2 разными способами деформирования ($\epsilon_1 \approx 50\%$).

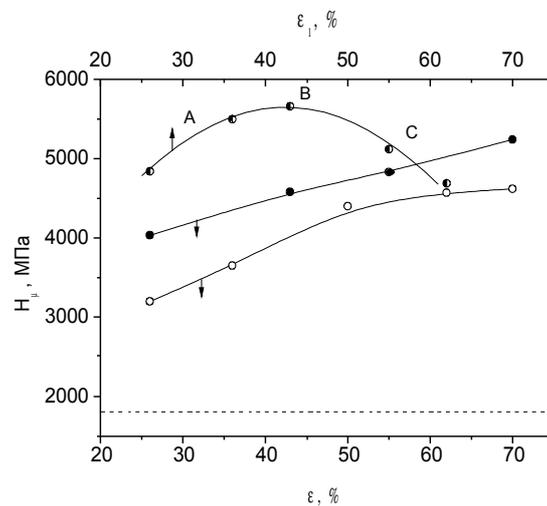


Рис.1. Зависимость микротвердости стали 06X16H15M3Б: от степени деформации волочением при 77 К (●), КГЭ при 77 К (○); от доли деформации на первом этапе обработки (волочение при 77 К) при последовательном сочетании волочения и КГЭ, $\epsilon_k=70\%$ (□); исходное состояние (- - -)

Результаты магнитных измерений показали, что в процессе криогенного деформирования в структу-

**Физико-механические свойства и микроструктурные параметры
стали 06X16H15M3B после различных способов деформирования**

Вид обработки	H_u , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	R_{300}/R_{77} , %	c_{α} , %	$\gamma_{кр1}$, 10^{-5}	$\delta_{фона}$, 10^{-3}
Исходное состояние	1750	250	650	0,75	0	4,8	1,5
Волочение при 300 К ($\epsilon=70\%$)	4030	950	1470	0,78	0	6,8	3,0
Волочение при 77 К ($\epsilon=70\%$)	5250	1270	1800	0,96	44	8,8	3,15
Квазигидроэкструзия при 77 К ($\epsilon=70\%$)	4120	-	-	-	35	5,6	2,75
Последовательное сочетание волочения при 77 К и квазигидроэкструзии при 77 К ($\epsilon_k=70\%$)	5625	-	-	-	49	3,5	3,4

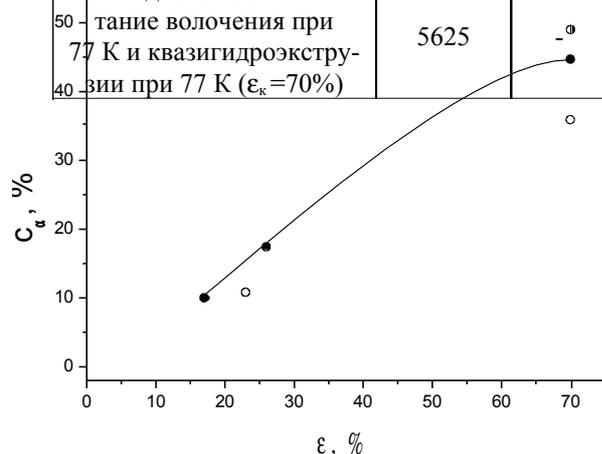


Рис.2. Зависимость количества α -фазы в стали 06X16H15M3B от степени деформации при 77 К различными способами деформирования (● - деформация волочением; ○ - деформация КГЭ; ■ - последовательное их сочетание с оптимальным соотношением ϵ_1 и ϵ_2 , $\epsilon_k=70\%$)

ре стали образуется мартенситная α -фаза с ферромагнитной спиновой упорядоченностью. Снятые кривые намагничивания образцов представляют собой типичные петли гистерезиса. Оценки, сделанные по данным предельных значений намагниченности, показали, что процентное содержание α -фазы (c_{α}) возрастает со степенью пластической деформации, причём после волочения оно больше, чем после КГЭ при сопоставимых степенях деформации (рис.2, табл.2). В результате применения комбинации волочения и КГЭ с оптимальным соотношением долей ϵ_1 и ϵ_2 величина c_{α} достигает максимального значения и составляет $\approx 50\%$.

По результатам измерения АЗВТ (рис.3) определяли значения уровней фона внутреннего трения и критических амплитуд отрыва дислокаций от точек закрепления $\gamma_{кр1}$, которые можно идентифицировать как стартовые напряжения движения дислокаций [13]. Из кривых АЗВТ для стали 06X16H15M3B, подвергнутой различным видам деформации при 77 К, следует, что самый низкий уровень фона характерен для исходного (аустенитного) состояния, а максимальный – для комбинации волочения и КГЭ (см. табл.2). Важно отметить, что при одинаковой

степени деформации волочением и КГЭ ($\epsilon=70\%$) более высокий уровень фона АЗВТ наблюдается после волочения. Из кривых $\delta(\gamma)$ также следует, что величина $\gamma_{кр1}$ имеет максимальное значение после волочения, а самое низкое – после комбинации волочения и КГЭ.

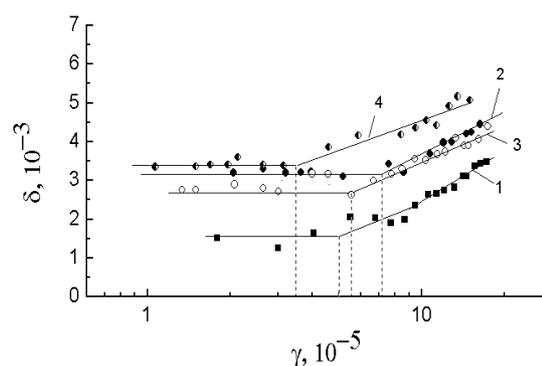


Рис.3. Амплитудная зависимость декремента затухания стали 06X16H15M3B после различных способов деформации при 77 К до $\epsilon=const=70\%$ (1 - исходное состояние, 2 - после волочения, 3 - после КГЭ, 4 - после их комбинации с оптимальным соотношением ϵ_1 и ϵ_2 , $\epsilon_k=70\%$)

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Приведенные экспериментальные данные свидетельствуют об эффективности использования для стали аустенитного класса низкотемпературных условий предварительной деформации для достижения существенно большего упрочнения, чем после деформации при 300 К. Согласно результатам проведенных измерений магнитных свойств и электросопротивления после волочения (см. табл.1), а также литературным данным [14], это обусловлено развитием при низкотемпературном деформировании в сталях такого типа фазовых $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращений по мартенситной кинетике с образованием новых границ раздела и увеличением плотности дефектов в кристаллических решетках мартенсита и остаточно-

го аустенита. Рассмотрим особенности реализации ИПД в стали 06X16H15M3B при различных способах низкотемпературной деформации (волочение, КГЭ и их последовательное сочетание), отличающихся эпюрами внутренних напряжений.

Наблюдаемое упрочнение стали 06X16H15M3B после различных способов деформирования при 77 К может быть обусловлено рядом факторов:

- реализацией деформационного мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения;
- фазовым наклепом;
- развитием пластического течения при разных эпюрах напряжений;
- особенностями реологии при ИПД двухфазных систем с разным типом кристаллической решетки (аустенит и мартенсит).

Остановимся на каждом из перечисленных факторов для случаев деформаций волочением, КГЭ и их последовательной комбинации.

Мартенситные превращения. Как уже отмечалось, для стали 06X16H15M3B деформация в криогенных условиях вызывает образование ферромагнитной фазы, причем осуществление деформации путем волочения способствует более высокой полноте $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращений, чем при КГЭ (см. табл.2). Этот факт может быть следствием специфики видов напряжённого состояния при деформациях волочением и КГЭ. Так, согласно [15] особенности реологии материала при волочении обусловлены тем, что дополнительные сдвиги, возникающие в слоях осевого направления, имеют в основном растягивающую компоненту, что определяет высокую степень внутренних растягивающих напряжений и тем самым создает благоприятные условия для развития $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения и увеличения его полноты. При КГЭ деформация стали развивается в условиях всестороннего сжатия, и уровень гидростатических давлений при больших степенях деформации (~70%) достигает значительных величин (~10 кбар). Этот фактор, наряду с тем, что мартенситные превращения в сталях аустенитного класса протекают с увеличением объема [14], определяет снижение динамики $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращений и ограничивает его полноту. Действительно, по данным магнитных измерений большее количество α -фазы возникает при деформации волочением, чем при КГЭ ($\epsilon = \text{const}$). Поскольку при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращениях фон внутреннего трения резко возрастает [16], то наблюдаемый после волочения повышенный уровень фона по сравнению с уровнем фона после КГЭ также подтверждает большую полноту превращения для случая деформации волочением.

Фазовый наклеп. На прочностные характеристики исследуемой стали может оказывать влияние наличие межфазных границ раздела, вызывающих фазовый наклеп, уровень которого определяется протяженностью границ и степенью их когерентности. Так, большие значения H_u после волочения могут быть обусловлены большей объёмной долей межфазных границ. Однако при КГЭ с ростом степени деформации до 70% значение s_α увеличивается, а упрочнение достигает насыщения уже при $\epsilon \geq 50\%$

(см. рис.1). Это позволяет полагать, что в случае КГЭ фазовый наклеп, обусловленный протяженностью границ раздела, не является определяющим фактором в упрочнении стали. Отсутствие увеличения упрочнения после КГЭ с ростом степени деформации свыше 50% можно связать с уменьшением напряженного состояния межфазных границ раздела за счет перераспределения и изменения концентрации точечных дефектов при наличии компоненты сжимающих напряжений. В результате снижается степень дилатации напряжений в областях скопления точечных дефектов на границах раздела, что лимитирует уровень прочности стали после КГЭ при ϵ свыше 50%.

Развитие пластического течения при различных эпюрах напряжения. Наличие мощного всестороннего давления при КГЭ, кроме влияния на полноту $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращений также оказывает существенное влияние на энергетические и геометрические параметры дислокаций [17]: уже при давлении в несколько килобар наблюдаются изменения упругих свойств дефектов [18,19]; с ростом гидростатического давления возрастает собственная энергия дислокаций, что затрудняет образование на дислокациях ступенек и перегибов, приводит к снижению подвижности дислокаций, увеличивает устойчивость дислокационного диполя и способствует выстраиванию краевых дислокаций одного знака в стенки, перпендикулярные их плоскости скольжения. В соответствии с этими представлениями наличие гидростатического давления инициирует процессы динамического возврата и облегчает элементарный акт механической полигонизации. Такие процессы возврата, вплоть до развития рекристаллизации после отогрева до 300 К, наблюдались после низкотемпературной прокатки [4] и КГЭ [20]. С ростом степени деформации КГЭ возрастает уровень гидростатического давления, что приводит к развитию процессов релаксации напряжений путем «барополигонизации», т.е. образования ячеистой дислокационной структуры [21]. Эти механизмы структурообразования при КГЭ объясняют наблюдаемые в настоящей работе более низкий уровень микротвердости, чем после волочения, и появление плато на зависимости $H_u(\epsilon)$ при $\epsilon \geq 50\%$. При отсутствии гидростатического давления в случае деформации волочением значения микротвердости линейно увеличиваются без насыщения с ростом степени деформации вплоть до $\epsilon = 70\%$, что свидетельствует об отсутствии при этом активных процессов возврата во всем диапазоне деформаций и последующем отогреве до 300 К (см. рис.1). Важно отметить, что и на уровне стартовых напряжений движения дислокаций сохраняется такое же соотношение: значения $\gamma_{сп}$ для структурного состояния, созданного волочением, больше, чем для структурного состояния, созданного КГЭ (см. рис.3). Следовательно, гидростатическое сжатие при КГЭ способствует формированию дислокационной структуры с большей длиной петли и меньшей энергией связи дислокаций с точечными дефектами и их комплек-

сами, что также может быть одной из причин ускорения динамического возврата.

Особенности реологии при ИПД двухфазной системы мартенсит-аустенит. При ИПД двухфазных систем с разными пределами текучести необходимо учитывать особенности развития пластического течения в каждой фазе материала. Аналогом особенностей течения аустенитной стали при используемых деформациях может являться характер пластического деформирования двухкомпонентных композиционных материалов [22,23], в которых вначале более активно деформируется «мягкая» фаза, т.е. в нашем случае аустенит. В результате в аустените возникают сложные поля упругих внутренних напряжений, которые воздействуют на кристаллы «твердой» мартенситной фазы. При этом заметное увеличение плотности дефектов в аустените по сравнению с мартенситом характерно только для ранних стадий деформирования. При увеличении степени низкотемпературной деформации рассматриваемого двухфазного материала скрытая энергия деформации аустенита резко возрастает и, как следствие, возможно развитие в нем процессов возврата вплоть до рекристаллизации. Поэтому для структурного состояния исследуемой стали, деформированной до больших степеней при 77 К и последующего отогрева до 300 К, становится характерным более высокая плотность дислокаций в «твердой» α -фазе и низкая в «мягкой» γ -фазе. Такое предположение подтверждается сравнительными данными АЗВТ, согласно которым длина дислокационной петли, определяющая стартовые напряжения движения дислокаций, оказывается более закрепленной после волочения, чем после КГЭ (см. табл.2). Это является дополнительным фактом более активного развития процесса динамического возврата при деформировании материала путем КГЭ.

Рассмотрим далее особенности деформирования стали 06X16H15M3B при последовательном сочетании двух видов деформирования (волочение и КГЭ), создающих в материале разные эпюры внутренних напряжений. Такая комбинированная обработка применялась при разном соотношении вклада этих видов деформирования и одинаковой конечной степени деформации ($\epsilon_k = \text{const} = 70\%$). Установлено, что при такой обработке характер зависимости H_u от доли деформирования волочением (γ_i) имеет явно выраженный максимум (см. рис.1). Проанализируем изменение структурного состояния после деформирования при 77 К и отогрева до 300 К для трех случаев: существенного преобладания одного вида деформации над другим (см. область А и С на рис.1) и оптимального соотношения долей волочения и КГЭ (см. область В на рис.1). Микротвердость в области А соответствует дефектно-фазовому состоянию стали, формирующемуся после криогенного волочения на малые степени и последующего КГЭ при 77 К на большие степени деформации. При таких деформациях волочением распределение внутренних напряжений по поперечному сечению образца неравномерно: центральная часть образца остается практически в исходном (аустенитном) состоянии, а

максимальные искажения концентрируются в поверхностном слое проволочного образца [9]. Кроме того, полнота $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, определяемая значениями s_α , при волочении в этой области степеней деформации не превышает 17% (см. рис.2). Таким образом, на втором этапе обработки деформированную путем КГЭ подвергается уже двухфазный, неоднородно деформированный по сечению образец. В результате происходит выравнивание полей внутренних напряжений по сечению, поскольку эпюра напряжений при КГЭ по всему объему материала однородна [10]. Однако, как отмечалось выше, при КГЭ на большие степени ($\epsilon > 50\%$) интенсивно развиваются процессы «барополигонизации». Поэтому более низкие значения H_u в области А по сравнению со значениями H_u в области В – есть результат активного развития процессов возврата, инициированных и усиленных силами всестороннего сжатия при КГЭ. Отметим, что возможными механизмами возврата дефектной структуры в рассматриваемом случае наряду с процессами «барополигонизации» могут быть и процессы коллективного преобразования дислокаций, включая ротационные моды пластического течения.

Уровень микротвердости в области В максимален и достигается при определенном соотношении долей деформации волочением (ϵ_1) и КГЭ (ϵ_2). При такой комбинации двух видов деформации реализуется наибольшая полнота $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, что подтверждается магнитными измерениями и максимальным уровнем фона внутреннего трения (см. табл.2, рис.2). Важно отметить, что микроструктурное состояние стали для рассматриваемого случая характеризуется минимальными значениями стартовых напряжений движения дислокаций (табл.2, рис.2), что находится в соответствии с данными работ [18,19] об изменении упругих свойств дислокаций при наличии всестороннего сжатия в эпюре напряжений деформируемого материала. Поскольку уровень деформации при КГЭ не превышал 50% (см. рис.1), то активных процессов возврата дефектной структуры, а следовательно, и падения значений H_u не происходит даже при отогреве до 300 К. Отсутствие процессов возврата определяет дальнейшее увеличение скрытой энергии деформации без нарушения сплошности материала. Такие процессы структурообразования возможны при наличии всестороннего сжатия в процессе деформации, подавляющего развитие трещинообразования, и достигаются при КГЭ на последнем этапе обработки.

В области С деформированию путем КГЭ подвергается сталь, прошедшая волочение при 77 К до $\epsilon_1 > 50\%$, и в которой согласно данным магнитных измерений и АЗВТ (см. табл.2) сформирована двухфазная, сильноискаженная структура с высоким уровнем скрытой энергии деформации. Процессы возврата в такой структуре стали 06X16H15M3B, созданной путем волочения, согласно [5] начинают реализовываться лишь при нагреве до 500 К. Поскольку КГЭ осуществляется как завершающий этап комбинированной обработки и развивается в условиях всестороннего сжатия, ускоряющего реализацию

релаксации напряжений, то низкое значение микротвердости в области С по сравнению с областью В можно объяснить интенсивным развитием динамического возврата, который при волочении не происходит. Недостаточная термическая активация при волочении компенсируется механической активацией при КГЭ в условиях высоких гидростатических давлений. Основными механизмами возврата при этом могут быть процессы коллективного движения дислокаций в результате активно протекающего сдвигового механизма и, как следствие, развития полигонизации.

ВЫВОДЫ

Показано, что при последовательном сочетании двух способов деформирования с разными эпюрами напряжений (волочение и экструзия) в криогенных условиях (77 К) реализуется существенно больший уровень прочности и полноты $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, чем в результате применения отдельных способов деформирования до одинаковой конечной степени деформации.

Установлено, что максимальные значения прочностных характеристик при такой комбинированной обработке достигаются при условиях подавления процессов динамического возврата, которые обеспечиваются оптимизацией долей используемых способов деформирования.

Показано, что наряду со сложными схемами достижения ИПД, требующими специального оборудования и оснастки, целесообразно использовать последовательное сочетание традиционных способов деформирования с отличающимися эпюрами внутренних напряжений. При этом завершающим этапом такой комбинированной обработки должен быть способ деформирования, обеспечивающий условия всестороннего сжатия.

ЛИТЕРАТУРА

1. В.Е.Панин. *Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов*. Новосибирск: "Наука", т.1, 1995, с.7-49.
2. Р.З.Валиев, И.В.Александров. *Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией*. М.: «Логос», 2000. с.5-60.
3. Я.Е.Бельгейзимер, Д.Ф.Орлов, Д.В.Сынков и др. Винтовое прессование: технологические аспекты // *Физика и техника высоких давлений*. 2002, т.12, №4, с.40-47.
4. И.А.Гиндин, Я.Д.Стародубов, В.К.Аксенов. Структура и прочностные свойства металлов с предельно искаженной кристаллической решеткой [обзор]. // *Металлофизика*, 1980, т.2, №2, с.49-67.
5. O.I.Volchok, I.M.Neklyudov, Ja.D.Starodubov, B.P.Chornyi. Effects of cryogenic deformation on hardening of 06Kh16N15M3B steel // *Cryogenics*. 1992, ICMC Supplement, v.32, p.114-116.

6. В.К.Аксенов, О.И.Волчок, А.В.Мац, Я.Д.Стародубов. Особенности структуры и механических свойств ваннадия после больших низкотемпературных деформаций волочением // *Физика низких температур*. 1995, т.21, №12, с.1246-1253.
7. А.С.Кальченко, А.В.Мац, И.М.Неклюдов, В.И.Соколенко, Я.Д.Стародубов, П.А.Хаймович. Влияние отжига на свойства стали X18H10T, деформированной квазигидроэкструзией при 77 К // *Металлофизика и новейшие технологии*. 2005, т.27, в.5, с.585-593.
8. О.И.Волчок, М.Б.Лазарева, А.В.Мац, Я.Д.Стародубов, Н.А.Черняк, О.В.Черный. Влияние низкотемпературной деформации волочением на структуру и деградацию критического тока под нагрузкой сверхпроводника из сплава ниобий-титан // *Физика низких температур*. 2005, т.31, №10, с.1171-1176.
9. О.И.Волчок, Л.И.Дмитренко, В.А.Емлянинов, Н.А.Яес. Установка для деформирования волочением в криогенных условиях // *Вопросы атомной науки и техники. Серия: «Вакуум, чистые металлы, сверхпроводники»*. 2003, №5, (13), с.159-161.
10. В.У.Асанов, А.В.Мац, П.А.Хаймович. Устройство для квазигидроэкструзии металлов при низких температурах // *Физика и техника высоких давлений*. Киев: Наукова думка, 1983, в.14, с.64-65.
11. Б.Г.Лазарев, Л.С.Лазарева, В.А.Полтавец, С.И.Горидов // *Вопросы атомной науки и техники. Серия: «Фундаментальная и прикладная сверхпроводимость»*, 1989, в.7(7), с.11.
12. И.А.Гиндин, Л.А.Чиркина, В.И.Коваленко, В.С.Оковит, Я.Д.Стародубов. Установка для измерения низкочастотного внутреннего трения и модулей упругости в интервале 10-1100 К // *Заводская лаборатория*. 1970, №11, с.1397-1399.
13. В.С.Постников. *Внутреннее трение в металлах*. М.: «Металлургия», 1974, 352 с.
14. *Металловедение и термическая обработка стали*. Справочник / Под ред. М.А.Бернштейна. М.: "Металлургия", 1983, т.2, с.111-174.
15. И.А.Юхвец. *Волоочильное производство*. М.: "Металлургия", 1965, 374 с.
16. П.Л.Грузин, Е.С.Мачурин, А.А.Васильев, В.Ю.Фомичев. *Механизмы релаксационных явлений в твердых телах*. Каунас, 1974, с.149-152.

17. А.М.Косевич. *Дислокации в теории упругости*. Киев: "Наукова думка", 1978, с.196-208.
18. А.А.Галкин, В.В.Токий, В.И.Зайцев. Влияние всестороннего гидростатического давления на взаимодействие дислокаций. // *ДАН АН СССР*. 1972, т.204, №2, с.313-315.
19. Ю.Н.Паннотов, В.Н.Стрельцов, В.В.Токий. Взаимодействие дислокаций с примесями и включениями в условиях гидростатического сжатия. // *Взаимодействие дефектов и свойства металлов*. Тула, 1976, с.46-50.
20. И.А.Гиндин, Я.Д.Стародубов, М.Л.Старолат, П.А.Хаймович. Особенности дефектной структуры меди, экструдированной при низких температурах // *Физика металлов и металловедение*, 1979, т.48, №65, с.1004-1009.
21. Е.Д.Мартынов, В.И.Трефилов, С.А.Фирстов, Б.Н.Береснев, Ю.Н.Рябинин. Электронно-микроскопическое исследование хрома и молибдена, деформированных в условиях высокого давления // *ДАН СССР* 1967, т.176, №6, с.1276-1277.
22. В.К.Аксенов, Н.Ф.Андриевская, О.И.Волчок, М.М.Олексиенко, Я.Д.Стародубов, М.А.Тихоновский. Микроструктура и физико-механические свойства естественного композита медь-ниобий после волочения при 77 К // *Металлофизика*. 1991, т.13, №5, с.24-28.
23. Е.Н.Попова, С.В.Сударева, В.В.Попов, Л.А.Родионова, Е.П.Романов, А.Е.Воробьева, А.К.Шиков. Особенности пластической деформации композитов Cu/Nb, Cu/Nb(Ti) и Cu-Sn/Nb (NbTi) // *Физика металлов и металловедение*. 2000, т.90, №2, с.115-124.

ВПЛИВ СПОЛУЧЕННЯ ДЕФОРМАЦІЙ ПРИ 77 К ВОЛОЧІННЯМ І КВАЗИГІДРОЕКСТРУЗІЄЮ НА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТА СТРУКТУРНИЙ СТАН СТАЛІ 06X16H15M3B

*І.М. Неклюдов, О.Й. Волчок, В.В. Калиновський, В.С. Оковіт, В.І. Соколенко,
П.О. Хаймович, М.О. Черняк, Л.О. Чиркіна*

Показана ефективність застосування послідовного сполучення деформування при 77 К шляхом волочіння та квазігідроекструзії для реалізації інтенсивних пластичних деформацій, які забезпечують високу повноту $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворень та істотне підвищення міцності сталі аустенітного класу 06X16H15M3B. Обґрунтований структурно-фазовий критерій оптимізації часток деформації при комбінації способів деформування з різними епорами напружень для аустенітного стану, та встановлено, що завершальним етапом при цьому повинен бути спосіб деформації, який розвивається в умовах всебічного стиснення.

EFFECT OF COMBINING DEFORMATIONS AT 77 K THROUGH DRAWING AND QUASIHIDROEXTRUSION ON THE MECHANICAL PROPERTIES AND STRUCTURAL STATE OF STEEL 06Kh16N15M3B

*I.M. Neklyudov, O.I. Volchok, V.V. Kalinovsky, V.S. Okovit, V.I. Sokolenko,
P.A. Khaymovich, N.A. Chernyak, L.A. Chirkina*

We showed the effectiveness of applying a sequential combination of deformation at 77 K by drawing and quasi-hydroextrusion to obtain significant plastic deformations that enable high density of $\gamma \rightarrow \alpha$ -conversions as well as considerable increase in the durability of the austenitic class steel 06Kh16N15M3B. We explained the structural phase criterion for optimization of deformation contributions combining methods with varying epure of stress for austenitic state and determined that the final step must be a deformation method developing in an isotropic compression.