

# Сверхпластичность сталей и сплавов на основе железа. Обзор

Корзников А.В.<sup>1,†</sup>, Корзникова Г.Ф.<sup>1</sup>, Зарипова Р.Г.<sup>2</sup>, Закирова А.А.<sup>1</sup>

†korznikov@imsp.ru

<sup>1</sup> Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, ул. Халтурина 39, 450001 Уфа

<sup>2</sup> ФГБОУ ВПО Уфимский государственный авиационный технический университет, ул. К. Маркса 12, 450000 Уфа

## Steels and iron alloy materials superplasticity. Survey

A.V. Korznikov<sup>1</sup>, G.F. Korznikova<sup>1</sup>, R.G. Zaripova<sup>2</sup>, A.A. Zakirova<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Institute for Metals Superplasticity Problems RAS, Khalturin St. 39, 450001 Ufa

<sup>2</sup> Ufa state aviation technical university, K. Marx St. 12, 450000 Ufa

В статье приведен анализ текущего состояния исследований структурной сверхпластичности сталей и сплавов на основе железа. В результате детального обзора научных публикаций отмечено, что число сплавов на основе железа, демонстрирующих сверхпластическое поведение, ограничено.

**Ключевые слова:** стали, коррозионностойкие стали, сверхпластичность, коэффициент скоростной чувствительности.

In this review, state-of-the-art is presented on the studies of structural superplasticity of steels and iron based alloys. A detailed analysis of the literature revealed that the number of iron based alloys showing the effect of superplasticity is limited.

**Keywords:** steels, stainless steels, superplasticity, strain rate sensitivity.

### 1. Введение

Целью данной работы является детальный обзор текущего состояния исследований структурной сверхпластичности сталей и сплавов на основе железа.

Сверхпластичность (СП) в сталях была обнаружена в 60 годы прошлого века [1] и была подробно исследована в 70-80-е годы. Результаты этих исследований были обобщены в монографиях [2-4] и в обзорах [5,6]. Большое внимание в этих работах было уделено описанию эффекта структурной сверхпластичности сталей и сплавов на основе железа. Для проявления структурной сверхпластичности необходимо наличие в материале ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры стабильной при температурах 0,4 - 0,5 температуры плавления [2]. Причем, для того чтобы сплав находился в СП состоянии в течение времени, требуемого для завершения определенной технологической операции, недостаточно создать в нем исходное ультрамелкое зерно. Необходимо обеспечить также стабильность мелкозернистой структуры в процессе СПД, что бывает не просто, поскольку происходит ускоренный (по сравнению с обычным отжигом) рост

зерен. Сверхвысокая пластичность железа при термоциклировании в процессе фазового превращения была обнаружена достаточно давно - в 1959 году Лозинским [7]. Первые работы, в которых был описан эффект структурной сверхпластичности сталей, касались стали 0,42С-1,9Мп с УМЗ структурой, полученной многократным термоциклированием после предварительной прокатки [1]. В дальнейшем появилось большое количество работ, по СП сталей, полученных термоциклической обработкой, сочетающей также горячую и теплую прокатки [5], теплой прокаткой и термоциклированием [7], а также быстрой закалкой порошков с последующей консолидацией [8].

В последние 20 лет благодаря развитию методов измельчения структуры, включающих всестороннюю ковку [9], равноканально-угловое прессование [10], появилась возможность формирования структуры с размерами зерен в субмикроструктурном (СМК) и нанокристаллическом (НК) диапазонах. Получение сталей с СМК и НК структурой открывает возможности реализации высокоскоростной [11] и низкотемпературной сверхпластичности сталей [12]. Данный обзор посвящен

описанию и систематизации результатов структурной СП сталей полученных, в основном, за последнее время.

**Сверхпластическое поведение.** Для реализации СП течения в сталях, как отмечалось выше, необходимым условием является наличие темостабильной УМЗ структуры [2]. Поскольку микроструктура и фазовый состав стали существенно зависят от содержания углерода и других легирующих элементов, и, кроме того железо является полиморфным, то в зависимости от температуры нагрева в сталях можно получить УМЗ структуры различных типов:

- матричного типа на основе альфа или гамма фаз и карбидов;
- микроdupлексного типа на основе альфа и гамма фаз;
- смеси альфа и гамма фаз и интерметаллидов.

Такое разнообразие структур позволяет реализовать условия сверхпластичности в разных фазовых областях. Результаты исследований сверхпластичности сталей различного состава обобщены в работах [2,4,5]. В таблице 1 приведены основные параметры сверхпластичности - максимальное удлинение  $\delta$ , оптимальные температура  $T$  и скорость деформации  $\dot{\epsilon}$ , а также предварительная обработка, химический состав сталей различных классов.

Рассмотрим сначала нелегированные углеродистые стали в разных фазовых областях. В **феррит-цементитной** области количество цементита и других стабилизирующих структуру фаз играют главную роль в достижении сверхпластичности [2].

**Дозвтектоидные стали.** В малоуглеродистых сталях, содержащих 0,15-0,2%С (3% цементита) высокие показатели СП не наблюдали из-за низкой термической стабильности стали при температурах СП течения [6]. Проблема с дозвтектоидными и эвтектоидными сталями состоит в том, что в процессе их термомеханической обработки обычно формируются малоугловые границы зерен. Такие границы препятствуют зернограничному скольжению - основному механизму сверхпластической деформации ультрамелкозернистых сплавов. Однако обработка этих сталей термоциклированием после термомеханической обработки приводит к изменению структуры границ ультрамелких зерен: они становятся болшеугловыми. В результате показатель скоростной чувствительности напряжения течения  $m$  повышается до 0,5, а удлинения увеличиваются [4,6]. В стали А40G относительное удлинение достигает 260% при оптимальных температурно-скоростных условиях (см. табл. 1) [13]. С увеличением содержания углерода и соответственно ростом доли цементита показатели СП сталей растут [14]. Сравнение сталей А40G и U8 с примерно одинаковым размером зерен и содержанием цементита 7 и 12% соответственно показывает, что при увеличении содержания С до 0,8% (эвтектоидный состав) пластичность возрастает до 320%. Как видно из данных [13,14] увеличение содержания углерода и, связанное с этим, выделение цементита оказывают стабилизирующее влияние на микроструктуру и ведет к росту эффекта СП, проявляющегося в повышенных значениях относительного удлинения до разрыва. Недостатком эвтектоидной

стали является узкий температурный интервал СПД ( $650^{\circ}\text{C} - A_{c1}$ ). Нагрев выше  $A_{c1}$  приводит к быстрому росту зерен в  $\gamma$ -области и потере сверхпластичности, а при температурах меньше  $650^{\circ}\text{C}$  диффузионная подвижность атомов Fe, по-видимому, недостаточна для СПД.

**Заэвтектоидные стали.** Высокоуглеродистые (ВУ) стали с содержанием углерода 0,5-1,0% (7,5-15% (объемн.)  $\text{Fe}_3\text{C}$ ) и, особенно, сверхвысокоуглеродистые (СВУ) стали с содержанием углерода 1,0-2,1% (15-32% (объемн.)  $\text{Fe}_3\text{C}$ ) используются в качестве конструкционных материалов весьма ограниченно, главным образом, из-за того, что считаются крайне хрупкими при комнатной температуре. Однако исследования О.Д. Шерби с соавторами [15] и О.М. Смирнова с соавторами [4] показали, что у этих сталей в результате горячей или теплой ТМО, в частности с использованием винтовой прокатки, легко формируется ультрамелкозернистая структура состоящая из зерен феррита размером 0,3-3,0 мкм. Кроме того, в сталях заэвтектоидного состава стабилизирующее влияние цементита благоприятно для проявления сверхпластичности. В этих сталях шире температурный интервал сверхпластичности (рис. 1). В частности, в стали U12 со структурой зернистого перлита эффект СП проявляется при температурах ниже  $A_{c1}$  ( $727^{\circ}\text{C}$ ) в феррит-цементитной области. При нагреве заэвтектоидной стали с УМЗ структурой выше  $A_{c1}$  возникает большое количество зародышей аустенита, его зерно измельчается, а нерастворившийся цементит сдерживает рост аустенитных зерен. Наибольшие значения пластичности (~1500%) в сталях этой группы были получены при содержании углерода 1,3-1,9% [16].

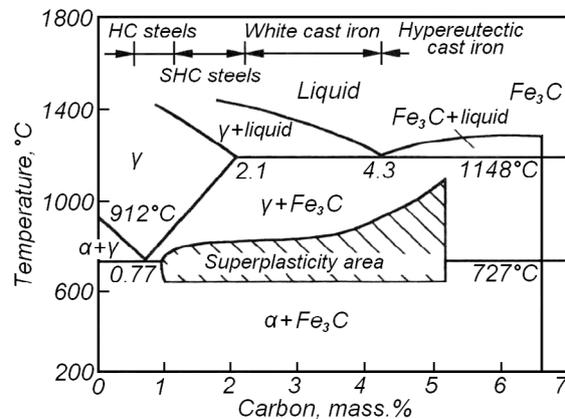


Рис. 1. Область сверхпластичности на диаграмме состояния «железо-углерод» [6].

Легирование высокоуглеродистой стали хромом позволило получить относительное удлинение также более 1000% [17]. Авторы связывают это с тем, что цементит, легированный хромом  $(\text{Fe,Cr})_3\text{C}$ , обладает большей термической стабильностью, чем  $\text{Fe}_3\text{C}$ , и поэтому менее склонен к коалесценции и, таким образом, сильнее тормозит рост ферритных зерен при СПД, обеспечивая получение очень большого относительного удлинения.

В **аустенитно-ферритной** области стабильность УМЗ микроструктуры в зависимости от содержания углерода и температуры нагрева обеспечивается аустенитной или ферритной фазой. Как установлено в работе [3], после резкого снижения  $\delta$  в стали 17Г1С при перехо-

Таблица 1

Основные параметры сверхпластичности сталей.

Хим. состав (марка)	Обработка	Максимальное удлинение ( $\delta$ ,%)	T, °C	Скорость деф. ( $\dot{\epsilon}$ , с <sup>-1</sup> )	Автор	Ссылка
<b>Доэвтектоидные стали Hypoeutectoid steels</b>						
0.35Si-0.3Mn-0.28Cu-0.04C (A40G)		260	725	$1,1 \times 10^{-4}$	Pohl et al. (1980)	[13]
0.6 Si -0.7C		290	650	$10^{-3}$	Orhan (2003)	[16]
0.15 Al -0.7C		290	730	$10^{-3}$	Orhan (2003)	[16]
<b>Эвтектоидные стали (eutectoid steels)</b>						
0.8C (Y8)		320	710	$1,1 \times 10^{-4}$	Pohl et al. (1980)	[13]
<b>Заэвтектоидные стали (proeutectoid steels)</b>						
2Mn-1.5Si-1Cr-1.4C	Austenization and slow cooling	45*	850	$2 \times 10^{-4}$	Zhang et al. (2010)	[18]
1,75C		1500	650	$1,7 \times 10^{-4}$	Oyame et al. (1979)	[16]
1.6C-1.6 Cr	Hot rolling	1200	650	$10^{-4}$	Wadsaorth (1978)	[17]
1,18C -0,7 Mn-4Al	Hot forging thermocycling	140	735	$4 \times 10^{-3}$	Ozdemir et al.(2006)	[19]
<b>Аустенитные стали</b>						
20Cr-20Mn-4.7V-1.14N	Закалка от 1100°C хол. прокатка 50%, старение	239	950	$4,6 \times 10^{-4}$	Наркевич (2004)	[20]
18.Cr-10Ni-0.7Ti-0.6Mn-0.8Si-0.12C (12X18H10T)	Hot and cold rolling	220	900	$8 \times 10^{-3}$	Zaripova et al. (1995)	[21]
18.Cr-10Ni-0.7Ti-0.6Mn-0.8Si-0.12C (12X18H10T)	Hot and cold rolling	280	780	$4 \times 10^{-3}$	Чумаченко и др (2009)	[4]
<b>Дуплексные стали (Duplex steels)</b>						
22Cr-5Ni-3Mo-0.18N	Hot forging and cold rolling	1510	980	$3 \times 10^{-4}$	Sagradi (1998)	[22]
25Cr-7Ni-3Mo-	Hot and cold rolling	750	850	$3 \times 10^{-3}$	Young et al. (1995)	[23]
25Cr-7Ni-1Mo-2 W	Hot and cold rolling	590	850	$3 \times 10^{-3}$	Young et al.(1995)	[23]
22Cr-5Ni-1Mo-2 W	Hot and cold rolling	480	850	$3 \times 10^{-3}$	Young et al. (1995)	[23]
21Cr-5Ni-0.7Ti-0.7Mn-0.8Si-0.12C(X21H5T)	Hot and cold rolling	460	900	$8 \times 10^{-3}$	R.Zaripova et al (1995)	[21]
26Cr-6Ni-Ti-0.03C (03X26H6T)	Hot and cold rolling	600	950	$10^{-3}$	Чумаченко и др (2009)	[4]
<b>Мартенситные стали</b>						
(1.2-1.5)C-(2-2.5)Mn-(1/5-2) Si-(0.8-1.5)Cr	Austenization plus 1.2 true strain followed by quenching	900	750	$3 \times 10^{-4}$	Zhang et al.(2011)	[24]
9W-4Cr-2.5V-1Mo-0,5Mn-0,4Ni-0.9C (P9)	Горячая прокатка	113-121	790-820	$1,2 \times 10^{-3}$	Базык (1981)	[25]
18W-4Cr-1.2V-1Mo-0,5Mn-0,4Ni-0.8C(P18)	Горячая прокатка	93-110	800-820	$1,1 \times 10^{-3}$	Базык (1981)	[25]
6W-5Mo-5Co-4Cr-2V-0,5Mn-0,6Ni 0.9C (P6M5K5)	Горячая прокатка	118-130	810-840	$0,8 \times 10^{-3}$	Базык (1981)	[25]
<b>Нанокристаллические стали</b>						
15.8Cr-17B-2Wo-2C	Melt-spun and devitrification at 600°C	160	750	$10^{-3}$	Branagan (2007)	[12]
<b>Сплавы на основе железа</b>						
30Cr-23Co	Hot and cold rolling	900	950	$10^{-3}$	Korzников et al. (2005)	[26]

\*сужение

де через точку  $A_{c_1}$  удлинение затем также резко увеличивается и непрерывно повышается с ростом температуры в интервале полиморфного превращения.

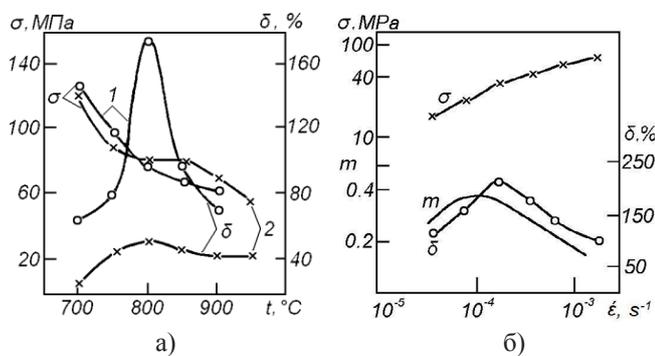
Для выявления роли размера зерна в проявлении эффекта сверхпластичности необходимо более подробно исследовать изменение относительного удлинения в стали с различной исходной микроструктурой - крупнозернистой и мелкозернистой.

В ИПСМ РАН была исследована типичная низкоуглеродистая малолегированная сталь 15ХСНД (1Cr-1Si-1Ni-1Cu-0.15C;  $A_{c_1} = 720^\circ\text{C}$ ;  $A_{c_3} = 880^\circ\text{C}$ ) в двух состояниях - крупнозернистом (после горячей прокатки в аустенитной области) со средним размером зерен 20 мкм и мелкозернистом (после предварительной деформации в двухфазной области существования феррита и аустенита) с размером зерен 3 мкм [2]. Микроструктура в обоих состояниях феррито-перлитная. Полученные данные представлены на рис. 2.

В феррито-цементитной области значения относительного удлинения стали сравнительно невелики. Пластичность мелкозернистых образцов выше, чем крупнозернистых. Эти данные подтверждают отсутствие СП в низкоуглеродистой стали при температурах ниже  $A_{c_1}$ . При температуре испытания выше  $A_{c_1}$  пластичность крупнозернистой и мелкозернистой стали увеличивается, достигая максимума при  $800^\circ\text{C}$ . Наибольшее удлинение в крупнозернистой стали составляет 55%, а в мелкозернистой - 170%. При температуре более  $800^\circ\text{C}$  пластичность уменьшается вне зависимости от исходной величины зерен. При  $900^\circ\text{C}$  (выше  $A_{c_3}$ ) удлинение стали в исходном мелкозернистом состоянии равно 60%, а в крупнозернистом 35%.

Исходная величина зерен практически не оказывает влияния на зависимость величины напряжения течения от температуры испытания. Во всем интервале исследованных температур величины напряжений течения различаются незначительно. С повышением температуры испытания напряжения течения монотонно снижаются.

Исследование скоростной зависимости механических свойств мелкозернистой стали при различных температурах подтвердило, что максимальные значения показателя скоростной чувствительности  $m$  и удлинения  $\delta$  наблюдаются при температурах, отвечающих



**Рис. 2.** а) - зависимость напряжения течения  $\sigma$ , относительного удлинения  $\delta$  от температуры деформации мелко-зернистой (1) и крупнозернистой (2) стали 15ХСНД при  $\dot{\epsilon} = 6,6 \times 10^{-4} \text{ c}^{-1}$ ; б) - зависимость напряжения течения  $\sigma$ , относительного удлинения  $\delta$  и коэффициента  $m$  от скорости деформации  $\dot{\epsilon}$  мелкозернистой стали 15ХСНД при  $800^\circ\text{C}$  [2].

феррито-аустенитной области. При  $700^\circ\text{C}$   $m < 0,18$ , такое же значение  $m$  имеет при  $900^\circ\text{C}$ . Максимальное относительное удлинение (215 %) при  $m = 0,4$  и  $\sigma = 50 \text{ МПа}$  в стали обнаруживается при  $800^\circ\text{C}$  и  $\dot{\epsilon} = 3,3 \times 10^{-4} \text{ c}^{-1}$  (рис. 2).

Таким образом, низкоуглеродистая сталь 15ХСНД в мелкозернистом состоянии проявляет все признаки СП при температуре  $800^\circ\text{C}$ , соответствующей феррито-аустенитной области. В температурной области ниже  $800^\circ\text{C}$  СП не наблюдается.

Установленные изменения механических свойств находятся в прямой зависимости от фазового состава и микроструктуры стали, формирующейся перед деформацией. Исходное мелкое зерно стали при нагреве до  $A_{c_1}$  несколько укрупняется, при  $700^\circ\text{C}$  средний размер зерен равен 5 мкм. Если учесть, что количество цементита при этой температуре невелико, то причиной незначительной пластичности стали в феррито-цементитной области, вероятно, является нестабильность микроструктуры.

При нагреве до температур, отвечающих феррито-аустенитной области, в результате перекристаллизации микроструктура становится более мелкозернистой. При  $800^\circ\text{C}$  средний размер зерен равен 3 мкм; он стабилен благодаря наличию большого количества второй фазы (40% аустенита). С дальнейшим повышением температуры количество аустенитной фазы увеличивается, размер зерен стали растет.

Итак, исходная микроструктура существенно влияет на пластичность стали 15ХСНД. СП течение наблюдается в стали с исходной мелкозернистой микроструктурой в феррито-аустенитной области, что обусловлено формированием при нагреве в интервале полиморфного превращения стабильной мелкозернистой микроструктуры с благоприятным объемным соотношением фаз. Увеличение содержания углерода в сталях, как и повышение температуры, ведет в аустенито-ферритной области к преобладанию в микроструктуре аустенитной фазы. В этом случае пластичность снижается. В мелкозернистой стали А40Г [13] пластичность в аустенито-ферритной области резко уменьшалась, а напряжения течения увеличивались по сравнению с деформацией в феррито-цементитной области. Структурных исследований, объясняющих такое поведение стали, авторы не проводили. Они полагают, что это связано с нестабильностью микроструктуры при нагреве выше  $A_{c_1}$  или с растворением при нагреве стабилизирующих микроструктуру стали серосодержащих фаз.

В целом, анализ проявления СП в углеродистых сталях показывает, что эффект СП может быть реализован в различных структурных областях при наличии УМЗ микроструктуры, стабильность которой определяется вторыми фазами. Выше температуры  $A_{c_1}$  эффект СП в низкоуглеродистых сталях наблюдается, если рост ферритной фазы стабилизируется аустенитом, а в высокоуглеродистых сталях, если рост аустенитной фазы стабилизируется цементитом.

Представленные выше данные по эффекту СП в углеродистых сталях, имеющих состав соответствующий

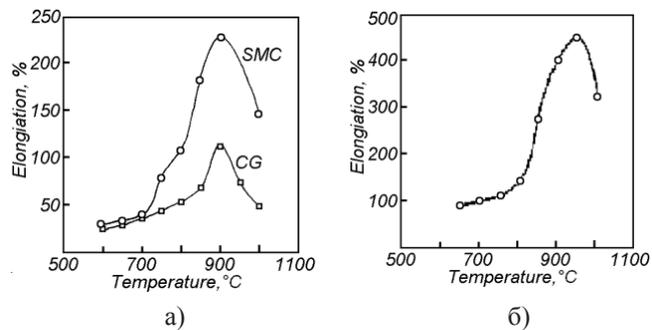
разным структурным областям диаграмм состояния Fe-C, могут помочь оценить возможность реализации эффекта СП в легированных сталях.

Как правило, **легированные стали** имеют либо матричную, либо дуплексную структуру на основе твердых растворов феррита или аустенита; а также содержат вторичные фазы: карбиды и интерметаллиды. В ИПСМ РАН был исследован ряд сталей с матричной и микродуплексной микроструктурой. Ниже представлены параметры СП для стали X18H10T (18Cr-10Ni-0.7Ti-0.6Mn-0.8Si-0.12C) – типичной стали аустенитного класса с матричной микроструктурой, а также для стали X21H5T (21Cr-5Ni-0.7Ti-0.7Mn-0.8Si-0.12C) аустенит-ферритного класса со структурой типа микродуплекс [21].

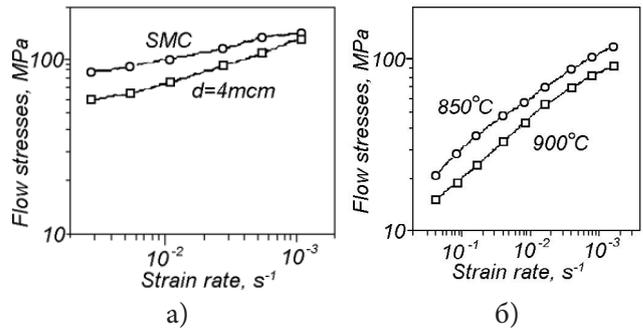
Для получения УМЗ структуры прутки аустенитной стали диаметром 20 мм подвергались горячей прокатке на 35% и сразу закаливались в воду. Размер зерен после такой обработки составлял 4 мкм с произвольным распределением карбидных частиц размером 0,05-0,2 мкм. В случае дуплексной стали прутки 25 мм в диаметре отжигали при 1100°C в течение 30 минут и закаливали в воде, что позволяло получить размер зерен аустенитной и ферритной фазы около 10 мкм. После этого образцы как аустенитной, так и дуплексной нержавеющей стали остужали в жидком азоте до -196°C и прокатывали на 35%. Затем образцы отжигали при 650°C. В обоих случаях размер зерна после такой обработки составил 0,1-0,2 мкм.

На рис. 3 представлена температурная зависимость относительного удлинения стали X18H10T с субмикроструктурной и крупнозернистой структурой, а также стали X21H5T с субмикроструктурной структурой. Видно, что субмикроструктурная аустенитная сталь X18H10T имеет более высокие значения удлинения (220%), чем крупнозернистая (117%), во всем исследованном диапазоне температур (рис. 3,а). Необходимо отметить, что при размере зерна 20 мкм, максимальные удлинения в этой стали в этом же диапазоне температур не превышают 20%, как это показано в работе [2]. В микродуплексной стали X21H5T максимальное удлинение наблюдается также при 900°C и достигает 460% (рис. 3,б), что в два с лишним раза больше, чем в аустенитной стали (220%).

Различие в исходной микроструктуре стали влияет на скоростную зависимость напряжения течения



**Рис. 3.** Зависимость относительного удлинения от температуры деформации субмикроструктурной (SMC  $d = 0,2$  мкм) и крупнозернистой (CG  $d = 10$  мкм) стали X18H10T (а) и субмикроструктурной стали X21H5T (б).  $\dot{\epsilon} = 8 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$  [21].



**Рис. 4** Зависимость напряжения течения от скорости деформации аустенитной стали X18H10T (а) и дуплексной стали X21H5T (б) [21].

(рис. 4). Как в аустенитной, так и в микродуплексной стали в крупнозернистом состоянии напряжения течения выше, чем у мелкозернистой, при всех исследованных скоростях деформации. Кроме того напряжения течения растут с увеличением скорости деформации в обеих сталях.

На рис. 5 приведены скоростные зависимости коэффициента  $m$ . В обеих сталях максимальное значение  $m$  получено при температуре испытаний 900°C и скорости деформации  $5,5 \times 10^{-4} \text{ c}^{-1}$ . Для СМК аустенитной стали  $m = 0,27$  (для МК аустенитной стали  $m = 0,16$ ) и для СМК микродуплексной стали  $m = 0,6$  (для МК  $m = 0,42$ ).

Из этих результатов следует, что стали с СМК структурой характеризуются более высокой пластичностью, более высокой скоростной чувствительностью, а также меньшими напряжениями течения, чем стали с крупным зерном. Вместе с тем, падение напряжений течения в сталях не так велико, как это наблюдается в СМК алюминиевых, титановых и никелевых жаропрочных сплавах. Структурные исследования позволили выявить причины такого несоответствия. Оказалось, что в ходе сверхпластической деформации аустенитной стали X18H10T происходит заметный рост зерен - до 1 мкм при 900°C и 10 мкм при 1000°C. Кроме того при 800°C начинается коалесценция карбидов, а при 900°C начинается их растворение. Наряду с этим развивается пористость, которая достигает 20% при 100% деформации при температуре 800°C. В дуплексной стали также происходит рост зерен и развивается пористость при температурах выше 800°C. Таким образом, сверхпластичность в СМК сталях обусловлена наличием в определенном интервале температур и скоростей деформации стабильной микроструктуры. В таблице 1 приведены механические свойства сплава X18H10T после различных режимов термомеханической обработки (данные ИПСМ РАН).

В работе [22] было проведено детальное исследование влияния микроструктуры на сверхпластичность еще одной дуплексной нержавеющей стали ферритно-аустенитного класса - 22%Cr-5%Ni-3%Mo-0,18%N. УМЗ структуру получали термомеханической обработкой (закалкой на однофазный  $\alpha$ -твердый раствор 1573 K с последующей прокаткой при комнатной температуре со степенью 50% и последующим нагревом в двухфазную  $\alpha+\gamma$  область. Максимальное удлинение было достигнуто при температуре 1253 K и составило 1510% при скорости

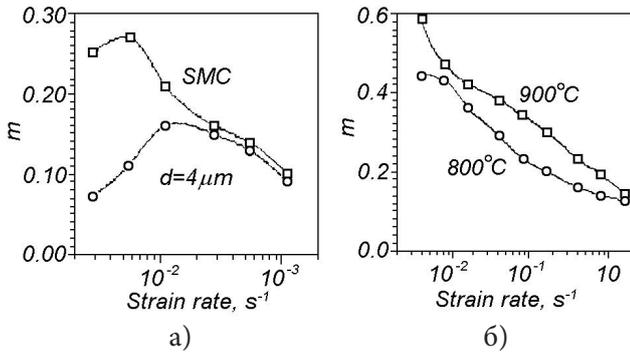


Рис. 5. Скоростная зависимость коэффициента  $m$  аустенитной стали X18H10T с субмикроструктурной и крупнозернистой структурой (а) и дуплексной стали X21H5T (б) [21].

$3,10^{-4} \text{ c}^{-1}$  (см. табл. 1). Максимальные показатели СП наблюдали на образцах с однородной структурой. Следует отметить, что выделение сигма фазы в процессе СПД вызывает сильное порообразование, следствием чего является снижение пластичности. Установлено, что наиболее высокие показатели удлинения наблюдаются в образцах с УМЗ структурой с наименьшим количеством  $\sigma$ -фазы, а не с минимальным размером зерна [22].

**Мартенситные стали.** Недавно было проведено исследование СП в высокопрочной (1,2-1,5)C-(2-2,5)Mn-(1,5-2)Si-(0,8-1,5)Cr УМЗ стали, содержащей в структуре мартенсит и карбиды [24]. Показано, что сталь демонстрирует высокие СП свойства ( $m - 0,5$ , удлинение - 900% при 1023 K). Установлено, что УМЗ микродуплексная структура, состоящей из феррита и карбидов сферической формы формируется в процессе СП деформации. Благодаря наличию 1,5-2%Si карбиды выделяются на межфазных границах и препятствуют динамической рекристаллизации феррита в процессе СПД. Наличие (2-2,5Mn) и (0,8-1,5)Cr в твердом растворе приводят к уменьшению коэффициентов диффузии карбидообразующих элементов в процессе СПД, что подавляет коалесценцию карбидов [27,28]. В работах [14,17,29] показано, что в процессе СПД происходит перераспределение Mn, Si и Cr. При этом эти элементы замедляют диффузию углерода и подавляют коалесценцию карбидов [27,28].

Одной из особенностей проявления СП в высокоуглеродистых сталях [24] является наличие в структуре хрупких фаз, таких как мартенсит и карбиды, которые могут быть причиной высоких внутренних напряжений. Присутствие хрупких фаз в структуре может ограничивать величину удлинения до разрушения, даже при наличии высокого коэффициента  $m$  [24]. В этой ситуации величина коэффициента  $m$  не может являться критерием СП течения.

В быстрорежущих сталях, легированных 6-18% вольфрама и до 5% молибдена эффект сверхпластичности устойчиво проявляется при различных схемах деформации [25]. Причем, изменение схемы напряженного состояния (переход от растяжения к процессам деформирования, характеризующимся всесторонним неравномерным сжатием) приводит к увеличению оптимальной скорости сверхпластической деформации, что позволяет осуществлять такую деформацию на промышленном оборудовании. Кроме того, для этих сталей не требуется

специальной подготовки структуры и СП проявляется в состоянии поставки в виде проката и поковок. Авторы показали, что заготовки из быстрорежущих сталей, деформированные в условиях СП, имеют минимальную твердость, что позволяет проводить последующую механическую обработку без предварительного отжига. В результате деформации в условиях СП устраняется исходная структурная неоднородность и формируется мелкодисперсная однородная структура, что обеспечивает значительное повышение твердости и предела прочности при изгибе этих сталей после соответствующей термообработки. Таким образом, объемное деформование в условиях сверхпластичности в сочетании с термической обработкой — эффективный метод улучшения структуры и механических свойств быстрорежущих сталей [25].

**Нанокристаллические** железные сплавы стали были получены спиннингованием. Уникальные механические свойства получены на быстрозакаленных образцах железного сплава  $\text{Fe}_{63,2}\text{Cr}_{15,8}\text{B}_{17}\text{W}_2\text{C}_2$  [12] В процессе отжигов быстрозакаленных аморфных лент сплава формируется наноструктура матричного типа с размером зерен около 10 нм и частицами карбидов величиной около 2 нм. Испытания на растяжение показали, что предел текучести сплава составляет 1730 МПа при удлинении более 230% и коэффициенте  $m$  равном 0,51 при температуре 750°C. Сочетание всех этих характеристик при относительно низкой температуре позволяет предположить, что наблюдается низкотемпературная СП, основным механизмом деформации сплава при этом является ЗГП. Аналогичные результаты были получены на алюминиевых сплавах. Снижение температуры СП может быть обусловлено малым размером зерен, находящимся в нанометрическом диапазоне.

**Сверхпластичность сплавов Fe-Cr-Co.** В связи с разработкой магнитов сложной формы из магнитотвердых сплавов системы Fe-Cr-Co в ИПСМ РАН были разработаны режимы получения СМК структуры и определены температурно-скоростные параметры сверхпластичности в сплавах 22X15K (Fe-22%Cr-15%Co) и 30X23K (Fe-30%Cr-23%Co).

Рассмотрим более подробно явление сверхпластичности в сплаве 30X23K. Магниты из сплавов системы Fe-Cr-Co обычно получают методами литья, так как из-за присутствия в структуре сплава в интервале температур 700-1050°C охрупчивающей  $\sigma$ -фазы затрудняется прове-

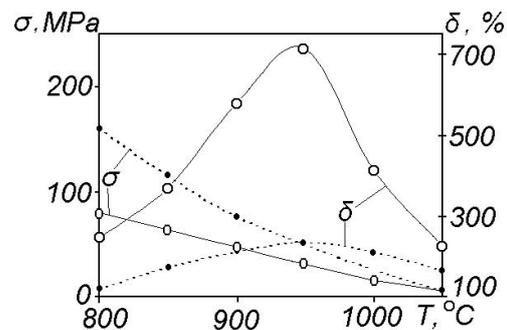


Рис. 6. Температурная зависимости относительного удлинения до разрушения  $\delta$  и напряжения течения  $\sigma$  при  $\epsilon = 50\%$ ,  $\dot{\epsilon} = 0,8 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$  (сплав 30X23K); --- пластичная структура; — ультрамелкозернистая структура [26].

дение операций обработки металлов давлением [26]. Известно [2], что перевод хрупких интерметаллидов в УМЗ состояние повышает их пластичность, а применение деформации в режиме СП позволяет получать изделия сложной формы используя операции ОМД. УМЗ структуру в сплаве 30X23K получали путем прокатки на 80% при комнатной температуре предварительно закаленного на  $\alpha$ -твердый раствор сплава и последующего отжига в двухфазной  $\gamma+\sigma$  области в интервале температур 800-950°C. Массивные заготовки из сплава 30X23K получали с использованием горячей термомеханической обработки [30]. В процессе отжига в двухфазной гамма  $\gamma+\sigma$  области предварительно закаленного на  $\alpha$  твердый раствор сплава формируется структура веерного  $\gamma+\sigma$  эвтектоида состоящего из пластин  $\gamma+\sigma$  фаз толщиной около 1 мкм. В ходе деформации в интервале температур 800-950°C и скоростей деформации  $10^{-2}$ - $10^{-4}$  с<sup>-1</sup> пластинчатая структура трансформируется в микродуплексную с размером зерен около 1 мкм.

На рис. 6 показана температурная зависимость механических свойств сплава 30X23K с УМЗ и пластинчатой крупнозернистой структурой. Видно, что максимальное значение удлинения сплава (около 700%) при оптимальной скорости деформации  $10^{-3}$  с<sup>-1</sup> соответствует интервалу температур 900-950°C в двухфазном  $\gamma+\sigma$  состоянии. Значительная разница в механическом поведении наблюдается для состояний с УМЗ и пластинчатой структурой. Максимальная величина пластичности соответствует максимальному значению коэффициента  $m$ . Металлографические исследования структуры сплава 30X23K после СПД показали, что зерна  $\gamma+\sigma$  фаз остаются равноосными до степени деформации 700%. При этом СП деформация при 950°C и скорости деформации  $0,8 \times 10^{-3}$  с<sup>-1</sup> сопровождается ростом среднего размера зерен  $\gamma+\sigma$  фаз с 1 до 5 мкм.

### Заключение

Несмотря на достаточно широкий диапазон составов сталей исследованных разными авторами, число сплавов на основе железа, демонстрирующих сверхпластическое поведение, оказалось ограниченным. Эти сплавы можно разбить на три основные группы:

- сплавы системы Fe-C: чистое железо, углеродистые стали доэвтектоидного, эвтектоидного и заэвтектоидного состава.

- низко- и среднелегированные стали;
- микродуплексные нержавеющие стали.

### Литература

1. H.W. Shaedler Trans. Metall. Soc. AIME **342**, 1281 (1968).
2. O.A. Kaibyshev Superplasticity of Alloys, Intermetallids and Ceramics. Springer-Verlag. 317 (1992).
3. A.P. Gulyaev, Superplasticity of Steel. Moscow: Metallurgiya 56 (1982) (in Russian).
4. E.N. Chumachenko, O.M. Smirnov, M.A. Tsepin, Superplasticity: materials, theory, technology, Moscow: KomKniga. 320 (2009) (in Russia).
5. Y. Maehara, T.G. Langdon. Mater. Sci. Eng. **A128**, 1 (1990).

6. O.M. Smirnov. Izv. VUZov. Chernaya metallurgiya **5**, 36 (2003) (in Russian).
7. M.G. Lozinskiy, I.S. Semenova, A.E. Fedorovskiy. Izv. Akad. Nauk SSSR OTN **6**, 521 (1959) (in Russian).
8. A.A. Bochvar, V.A. Davydov, L.K. Drujinin, DAN SSSR **2**, 318 (1976) (in Russian).
9. R.R. Mulyukov, A.A. Nazarov, R.M. Imaev. Material science questions **2**, 20 (2008) (in Russian).
10. V.M. Segal, I.J. Beyerlein, C.N. Tome, V.N. Chuvil'deev, V.I. Kopylov. Fundamentals and Engineering of Severe Plastic Deformation. Nova (2010) 542 p.
11. Y. Maehara. Metall. Trans. **A22**, 1083 (1991).
12. D.J. Branagan. Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry **31**, 343 (2007).
13. E. Pohl, M.L. Bernshtein, L.M. Kaputkina. Izv. Akad. Nauk SSSR, Metalli **4**, 159 (1980) (in Russian).
14. N. Orhan, B. Kurt. Journal of Materials Processing Technology **136**, 174 (2003).
15. T.G. Nieh, J. Wadsworth, O.D. Sherby. Superplastic in Metals and Ceramics. Cambridge University Press (1997) 273 p.
16. T. Oyame, J. Wadsworth, M. Korchinsky, O.D. Sherby, "Superplasticity UHC Steels" in Proc. 5th Int. conference on Strength of Metals and Alloys, V.2 Pergamon Press, Toronto. P. 381 (1979).
17. J. Wadsworth, O.D. Sherby. J. Mater. Sci. **13**(12), 2645 (1978).
18. H. Zhang, L. Zhang, X. Cheng, B. Bai, Acta Mater. **58**, 6173 (2010).
19. N. Ozdemir, N. Orhan. Materials and Design **27**, 706 (2006).
20. N.A. Narkevich, N.K. Galchenko, Yu.P. Mironov Physicheskaya mesomechanika **7**(6), 79 (2004) (in Russian).
21. R. Zaripova, K. Farkhutdinov, A. Zakirova H. McQueen, Proc. Int. Symp. On Phase Transformations During the Thermal/Mechanical Processing of Steel, Vancouver. 529 (1995).
22. M. Sagradi, D. Pulino-Sagradi, R. E. Medrano. Acta Mater. **46**(11), 3857 (1998).
23. Young S. Han, Soon H. Hong. Superplasticity and Superplastic Forming. Ed. Amit K. Glosch, Thomas R. Bieler. The Mineral Metals and Material Society. 101 (1995).
24. H. Zhang, B. Bai, D. Raab, Acta Mater. **59**, 3857 (2011).
25. A.S. Bazuk, A.S. Pustovgar, M.V. Kazakov, A.Ye. Gvozdev, Metalovedenie i termobrabotka metalov **3**, 21 (1981).
26. A. Korznikov, Z. Pakiel, G. Korznikova, K. Kurzydowski. J. Solid State Phenomena. **101-102**, 69 (2005).
27. D. Liu, B. Bai, H. Fang Zhang, J. Gu, K. Chang. Mater. Sci Eng. **A371**, 40 (2004).
28. F.J. Humphreys, M. Hatherly. Recrystallization and related annealing phenomena. 2nd ed. Amsterdam: Elsevier 628 (2004).
29. O.D. Sherby. ISIJ Int. **637**, 39 (1999).
30. Patent RU 2204614 C 21D 1/04, 8/12 (2003).