



*The peculiarities of influence of microalloying with boron on strain ageing of rolled wire of steel SV-08G2C are shown.*

А. М. НЕСТЕРЕНКО, Институт черной металлургии НАН Украины,  
А. Б. СЫЧКОВ, М. А. ЖИГАРЕВ, С. Ю. ЖУКОВА, Молдавский металлургический завод

УДК 669.

## ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ БОРОМ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ СТАРЕНИЕ КАТАНКИ ИЗ СТАЛИ СВ-08Г2С

В [1–3] приводятся примеры влияния микродобавок бора в низкоуглеродистой стали на пластические и прочностные свойства низкоуглеродистых и низколегированных сталей. Отмечено, что микролегированные бором стали обладают высокой пластичностью и деформируемостью и способны заменить в потребительском отношении кипящие низкокремнистые марки стали. Высокая пластичность и деформируемость катанки из кипящей стали связаны не только с низким содержанием кремния ( $Si \leq 0,05\%$ ) и отсутствием дополнительных легирующих элементов, излишне упрочняющих ферритную матрицу, но и со структурным состоянием катанки из кипящей стали, в частности, с минимальным выделением избыточных фаз по границам зерен [4]. Причины «пластифицирующего» влияния введенных в сталь микродобавок бора до настоящего времени не выяснены, что и определяет актуальность настоящего исследования.

В низкоуглеродистых и низколегированных сталях при разных способах их выплавки могут наблюдаться различные сочетания примесных элементов. Например, для сталей электродуговой выплавки характерен повышенный уровень цветных примесей (Cr, Ni, Cu), который в целом, особенно для низкоуглеродистой стали, играет упрочняющую роль. Для углеродистой стали это влияние носит неоднозначный характер.

Трактовка приведенных в [5] данных о поведении бора и меди в стали основана на положении [6] о том, что бор занимает в решетке железа позиции внедрения в окта- и тетраэдрических порах. Однако сопоставление размеров окта- и тетраэдрических пустот в решетках  $\alpha$ - и  $\gamma$ -Fe с размером атома бора  $r_B = 0,091$  нм подвергает сомнению эту

устоявшуюся точку зрения. Из табл. 1 следует, что атом бора, размер которого в 1,26 раза превосходит размер атома азота и в 1,18 раза размер атома углерода, вряд ли смог бы разместиться в позициях внедрения в окта- и тетрапорах решеток обеих модификаций железа. Расчет локализованной степени деформации  $\epsilon$  кристаллической решетки твердого раствора атомов внедрения в растворителе (железе) в местах расположения атомов железа, непосредственно контактирующих с внедренными атомами, производился по приведенной в [4] формуле:

$$\epsilon = (d_B - d_{\text{п}})/d_{\text{п}}, \quad (1)$$

где  $d_B$  – диаметр внедренного атома, нм;  $d_{\text{п}}$  – максимальный диаметр поры до внедрения в нее растворенного атома, нм.

Т а б л и ц а 1. Размерные параметры атомов Fe, Cu, N, C, B, окта- и тетраэдрических пустот в решетках  $\alpha$ - и  $\gamma$ -модификаций Fe по данным [1, 7]

Атомный радиус, нм					Радиус пустот, нм			
Fe	Cu	N	C	B	$\gamma$ -Fe	$\alpha$ -Fe	$\alpha$ -Fe	$\alpha$ -Fe
					окта-	тетра-	окта-	тетра-
0,127	0,128	0,072	0,077	0,091	0,053	0,029	0,019	0,036

Определено, что для внедренных в решетку аустенита ( $\gamma$ -Fe) атомов азота, углерода и бора степень деформации  $\epsilon$ , рассчитанная по (1), составляет соответственно 36,0, 47,5 и 85,8%, т. е. для бора  $\epsilon$  является особо значительной. Для ОЦК-решетки  $\alpha$ -Fe получены следующие значения  $\epsilon$ : 268,86, 301,0 и 405,2% для внедренных атомов азота, углерода и бора соответственно. Из этого следует, что вхождение атомов бора в решетку железа по позициям внедрения, в особенности для ее ОЦК-мо-

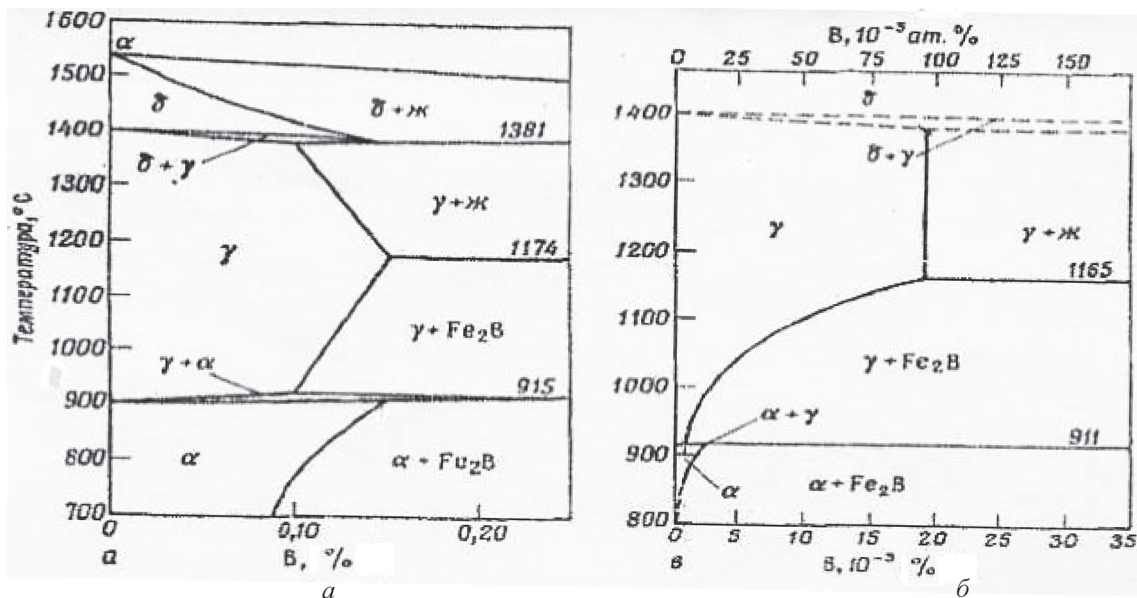


Рис. 1. Равновесные диаграммы состояния Fe-B по Николсону (а) и Макбрайду (б)

дификации представляется весьма проблематичным.

В то же время, согласно равновесным диаграммам состояния (рис. 1), бор обладает определенной растворимостью в  $\alpha$ - и  $\gamma$ -Fe. По Николсону (рис. 1, а), предельная растворимость бора в  $\alpha$ -Fe при температуре 915 °C составляет примерно 0,148%, а в  $\gamma$ -Fe при 1176 °C – 0,150%. По Макбрайду (рис. 1, б) при 906 °C содержание бора в  $\alpha$ -Fe составляет 0,0025%, а в  $\gamma$ -Fe при той же температуре – 0,00071%. При температуре 1168 °C в  $\gamma$ -Fe содержится 0,00189% бора (рис. 1, б). Различие приведенных данных по предельной растворимости бора в железе обусловлено, по-видимому, разной степенью чистоты материалов, использованных при проведении соответствующих экспериментов.

Проведенные нами на прокате из стали 20Г2Р (пять плавок – 0,20–0,25% Cu) оценочные эксперименты показали, что при технологии ввода бора в жидкую сталь порошковой проволокой на установке ковш-печь (УКП) соотношение общего содержания бора в стали (0,006–0,012%) и находящегося в твердом растворе – феррите (твердорастворного – 0,002–0,004%) составляет примерно 3:1, т. е. в феррите стали растворено довольно значительное количество бора.

Приведенные на рис. 2, по данным [8], зависимости изменения периода решетки  $\gamma$ -Fe (без бора и с добавкой 0,005% бора) в интервале температур 925–1200 °C показывают, что при всех температурах указанного интервала в  $\gamma$ -Fe с бором период решетки ниже. Такое положение может реализовываться только в случае образования при легировании бором твердого раствора бора в  $\gamma$ -Fe по типу

замещения. В ОЦК-решетке  $\alpha$ -Fe размер октаэдрической поры намного меньше, чем в  $\gamma$ -Fe (табл. 1). Несмотря на больший размер тетрапоры, внедрение атомов других элементов в решетку  $\alpha$ -Fe осуществляется преимущественно по октапорам. Это связано с тем, что, согласно [9], внедрение атомов в тетрапору  $\alpha$ -Fe приводит к смещению с позиций равновесия четырех атомов железа, а при внедрении в октапору по направлениям типа  $\langle 100 \rangle$  смещаются только два атома железа. При таком подходе становится ясной, по крайней мере с размерно-геометрической точки зрения, причина повышения предельной растворимости Cu в  $\alpha$ -Fe. Введение в решетку  $\alpha$ -Fe больших по размеру, чем атомы железа, атомов Cu (табл. 1) вызывает увеличение ее периода и уровня микронапряжений, которые компенсируются за счет меньших по размеру атомов бора, занимающих в решетке  $\alpha$ -Fe позиции замещения. Отсюда, как следствие, находят объяснение наблюдаемые в опытных образцах [10] и прокате экспериментальные факты высокой предель-

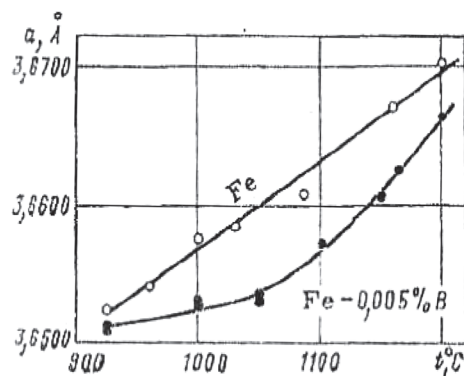


Рис. 2. Зависимости изменения периода решетки чистого  $\gamma$ -Fe и  $\gamma$ -Fe с 0,005% B от температуры

ной растворимости Cu в α-Fe борсодержащих сталей, их пониженной прочности и высокой технологической пластичности.

Исследование тонкой кристаллической структуры феррита в катанке диаметром 5,5 мм из стали марки Св-08Г2С с бором и без бора после обработки (по режиму:  $t_{20} = 1020-1030^\circ\text{C}$ ;  $t_{\text{в/у}} = 840^\circ\text{C}$ ; теплоизолирующие крышки закрыты, вентиляторы отключены;  $V_{\text{тр-ра}} = 0,2$  м/с) проводили рентгеноструктурным методом на дифрактометре ДРОН-УМ1. Съемку интерференций (110) и (220) феррита вели в железном излучении в автоматическом режиме с помощью управляющего комплекса дифрактометра на базе ЭВМ «Искра-1256». В качестве эталона использовали спрессованный порошок карбонильного железа, отожженный по специальному режиму. Для определения параметров тонкой структуры феррита – величины блоков мозаики  $D(hk1)$  и относительной микродеформации (МКД)  $\Delta a/a$  решетки феррита использовали метод аппроксимации [11].

Плотность дислокаций определяли, используя соотношения двух видов [11–13]:

$$\rho = 4/5 \text{ctg}^2\theta \beta^2/b^2 = 0,8\text{ctg}^2\theta \beta^2/b^2, \quad (2)$$

где  $\theta$  – угол отражения Вульфа-Брэгга, град;  $b$  – вектор Бюргерса дислокаций;  $\beta$  – физическое увеличение интерференций, рад, и

$$\rho = 8 (\Delta a/a)^2 / b^2, \quad (3)$$

где  $\Delta a/a$  – значения относительной МКД решетки исследуемого материала.

Для изотропно распределенных в объеме ОЦК-решетки железа дислокационных линий, согласно [13],  $b = a < 111 >/2$ , где  $a$  – период решетки.

Учитывая, что период ОЦК-решетки железа  $a = 2,8664 \text{ \AA}$  или примерно  $2,86 \cdot 10^{-8}$  см, получаем  $b = 2,47/2 \cdot 10^{-8} \text{ см} = 1,235 \cdot 10^{-8} \text{ см}$ .

После подстановки имеем

$$\rho = 1,3 \cdot 10^{14} \beta^2_{220} \text{ см}^{-2},$$

где  $\beta_{220}$  – уширение интерференций (220) феррита;

$$\rho = 1,3 \cdot 10^{16} (\Delta a/a)^2 \text{ см}^{-2}.$$

Данные анализа тонкой и дислокационной структур феррита приведены в табл. 2. Из таблицы видно, что относительная МКД (на 4,8 отн.%) решетки феррита и плотность дислокаций (на 9,2 отн.%) в стали с бором ниже, чем в стали без бора после двустадийного охлаждения. Более низкий уровень МКД и  $\rho$  в катанке из микролегированной бором стали объясняется снижением уровня напряжений в ОЦК-решетке железа в результате влияния бора [10].

Для установления природы влияния микробавок бора на повышение пластичности и сниже-

Таблица 2. Параметры тонкой структуры феррита катанки диаметром 5.5 мм

Номер плавки	Уширение интерференций, рад · 10 <sup>-3</sup>		Значения МКД, $\Delta a/a \cdot 10^{-3}$	Плотность дислокаций, $\rho \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$
	(110)	(220)		
Без бора	1,990	12,313	0,9794	1,96
С бором	1,799	11,725	0,9327	1,78

ние прочностных сталей в настоящей работе проведена серия экспериментов по анализу деформационного старения этих сталей.

Деформационным старением, как известно, принято называть изменение свойств металла, происходящее в результате воздействия холодной или горячей («теплой») деформации [14, 15]. Наиболее важными следствиями деформационного старения являются эффекты упрочнения и охрупчивания сталей и сплавов. Если они наблюдаются в основном после деформации в ходе выдержки при температуре окружающей среды или при термической активации (обычно при пониженных температурах – 100–500 °С), то такое старение называют статическим. В случае, когда они наблюдаются в течение самой деформации, то его называют динамическим.

Применительно к сталям явление старения имеет [14–16] два аспекта. С одной стороны, его развитие приводит к негативным последствиям: снижению пластичности и показателей вязкости сталей, а также к определенной нестабильности их свойств во времени. Для снижения указанных негативных проявлений, связанных со старением, ищутся технологические решения и способы, снижающие интенсивность развития процессов старения в сталях. С другой стороны, старение используется как разновидность упрочняющей обработки. Это позволяет в определенных условиях повысить конструкционную прочность изделий и безопасного увеличения склонности к хрупкому разрушению [14–16]. В основе механизмов процесса деформационного старения лежат закономерности взаимодействия примесных атомов прежде всего углерода и азота с дислокациями, которые введены в металл при деформации. Поэтому на протяжении многих лет исследователями и производителями многих стран ведутся разработки, направленные на изыскание композиций химического состава сталей и режимов их деформационно-термической обработки (ДТО), которые уменьшают негативные эффекты блокировки дислокаций атомами С, N и, тем самым, охрупчивания сталей при старении, и обеспечивают повышение их прочностных свойств и технологической пластичности. Последнее является особенно важным для

металлопродукции, используемой в качестве передельной заготовки для холодного деформирования, например, такой, как производимая в очень больших объемах катанка из углеродистых, низколегированных сталей, предназначенная для передела волочением в проволоку широкого сортамента на метизных заводах [15, 16]. В частности, несмотря на значительное количество исследований в данной области, многие вопросы, связанные с влиянием микролегирования, например бором, на изменение механических свойств катанки из углеродистых и низколегированных сталей при старении вообще не анализировались.

Снижение склонности катанки из углеродистых и низколегированных сталей к статическому и динамическому деформационному старению (*с. д. с.* и *д. д. с.* соответственно) в процессе передела холодной деформацией, в том числе волочением в проволоку на метизных предприятиях, является важным показателем ее качества. Несмотря на то что в нормативных документах требования по показателям старения закладываются лишь в редких случаях (например, для арматурных сталей по ГОСТ 10884 предусматриваются требования по повышенному уровню ударной вязкости после оstarивающего отпуска), условия волочения катанки-проволоки, реальные параметры структуры и уровень свойств проволоки, сформировавшиеся в катанке в результате деформации волочением, напрямую зависят от степени развития *д. д. с.* и *с. д. с.* [14–16].

Исследовали катанку диаметром 5,5 мм из стали Св-08Г2С без бора (плавка 3) и с микродобавкой (0,005%) бора (плавка 4) производства ММЗ. Химический состав исследованных плавок стали Св-08Г2С приведен в табл. 3.

Влияние микролегирования бором на развитие *с. д. с.* в катанке из углеродистых сталей анализировалось в работах [17–19]. Было показано, что в углеродистых сталях, микролегированных бором, эффект *с. д. с.* менее выражен, чем в стали без бора. *С. д. с.* оказывает существенное влияние на формирование конечного уровня механических

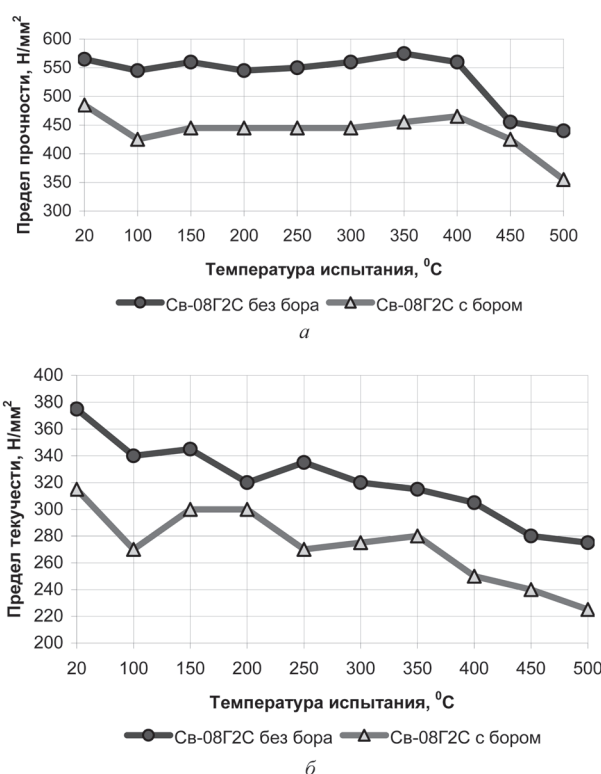


Рис 3. Изменение прочностных свойств – временного сопротивления разрыву (а) и предела текучести (б) катанки диаметром 5,5 мм из стали Св-08Г2С с бором и без бора в зависимости от температуры при испытаниях на растяжение

свойств проволоки, получаемой из катанки в результате деформации волочением.

Влияние бора, как элемента деазотирующего феррит, отчетливо выявляется в эксперименте по *с. д. с.* исследованной катанки (предварительная деформация растяжением с остаточным удлинением 6% и отпуск при температуре 200 °С в течение 1 ч). Результаты этого эксперимента подтвердили приведенные выше данные о том, что *с. д. с.* феррита развивается в сталях с бором менее интенсивно, чем в сталях без бора. Поэтому прирост прочностных свойств, обусловленный *с. д. с.*, в катанке из боросодержащей стали намного ниже, чем в стали без бора. Более выраженное различие по приросту прочностных свойств для стали с бором и без бора наблюдается при этом для  $\sigma_B$ :  $\Delta\sigma_B = -52 \text{ Н/мм}^2$  и  $\Delta\sigma_m = -11 \text{ Н/мм}^2$ .

Т а б л и ц а 3. Химический состав исследованных плавок

Номер плавки	Массовая доля элементов, %								
	C/ Mn	Si/ S	P/ Cr	Ni/ Cu	Al/ B	Ca/ N	[B/N]	C <sub>с</sub>	Mn <sub>с</sub>
3	0,07/	0,78/	0,011/	0,09/	0,0045/	0,0024/	~0	0,579	2,178
	1,87	0,003	0,04	0,15	–	0,005			
4	0,04/	0,75/	0,012/	0,10/	0,0010/	–	1,000	0,526	2,118
	1,79	0,002	0,05	0,19	0,005	0,005			

Примечание. C<sub>с</sub> = C + Mn/5 + Si/7 + (Cr + Ni + Cu)/12; Mn<sub>с</sub> = Mn + (C + Si)/3 + Cr/5 + Cu/9.

*С. д. с.* оказывает существенное влияние на формирование конечного уровня механических свойств проволоки, получаемой из катанки в результате деформации волочением.

Не менее важным с точки зрения определения способности катанки из сталей разного марочного состава к деформации волочением и установления, тем самым, ресурса технологической пластичности является изучение особенностей развития *д. д. с.* непосредственно в процессе горячей деформации.

В настоящей работе при исследованиях *д. д. с.* катанки диаметром 5,5 мм из стали Св-08Г2С испытания на растяжение при комнатной температуре (для определения исходного уровня механических свойств исследованных образцов катанки) и при температурах 100–500 °С проводили на разрывной машине ЦД 10/90 (шкала 2 т), оснащенной высокотемпературной приставкой. Время выдержки при температуре испытания составляло 15 мин, скорость растяжения образцов при проведенных испытаниях образцов на растяжение – 2 мм/мин.

Проведенные в [15, 16] исследования убедительно показали справедливость высказанного выше утверждения о значительном влиянии *д. д. с.* на комплекс свойств сталей. Согласно [15, 16], температурная зависимость *д. д. с.* в углеродистых сталях характеризуется двумя температурными интервалами экстремального изменения механических свойств, которые проявляются практически для всех структурных состояний этих сталей (горячекатаное, нормализованное, закаленное, после нормализации с отпуском и закалки с отпуском). Аномальное изменение свойств в интервале температур 150–300 °С авторы [15] связывают, как это и общепринято, с синеломкостью стали, вызванной собственно развитием *д. д. с.* Аномальное изменение механических свойств в предрекристаллизационном интервале температур 400–500 °С общепринятого названия не имеет. По мнению

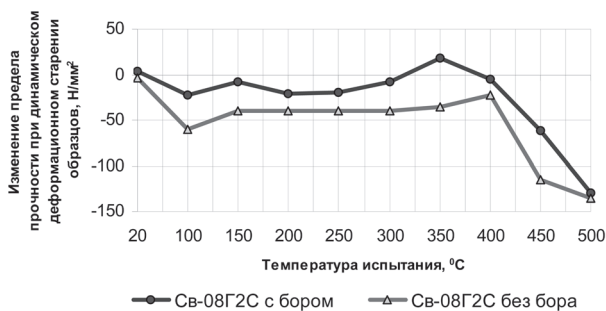


Рис. 4. Сопоставительные данные характера изменения значений временного сопротивления разрыву при динамическом деформационном старении образцов катанки диаметром 5,5 мм из стали Св-08Г2С с бором и без бора в зависимости от температуры испытания на растяжение

авторов [15], оно обусловлено предрекристаллизационным перераспределением дислокаций и примесных атомов, прежде всего углерода и азота, в феррите сталей и динамической сфероидизацией цементита, приводящей на начальных стадиях к обогащению границ субзерен углеродом. Эти факторы как раз и обуславливают наблюдаемое повышение прочностных и снижение пластических свойств углеродистых сталей в интервале температур 400–500 °С.

В случае катанки из стали Св-08Г2С температурная зависимость изменения механических свойств от температуры в интервале испытаний 100–500 °С имеет совершенно иной вид. Вместо характерного для углеродистых сталей подъема уровня прочностных свойств в указанном интервале температур в катанке из стали Св-08Г2С без бора и с бором имеет место устойчивое снижение прочностных свойств с фактической минусовой убылью практически для всех температур испытаний (исключение – плюсовые по сравнению с исходным состоянием значения  $\sigma_B$  и  $\Delta\sigma_B$  для температуры испытания 350 °С в катанке из стали Св-08Г2С без бора (рис. 3, 4). Интересными представляются особенности изменения пластических свойств. На

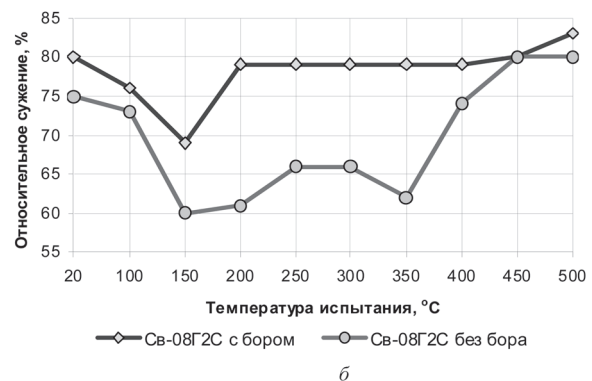
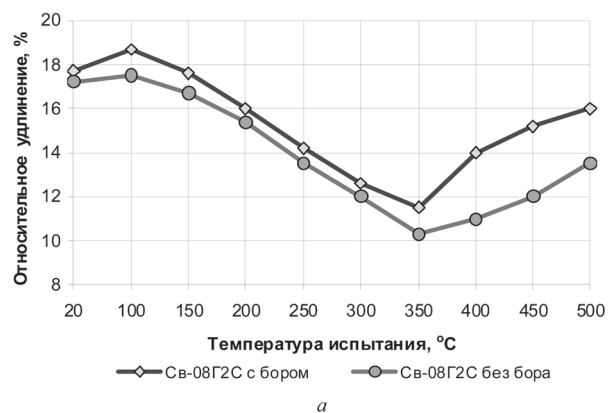


Рис. 5. Изменение пластических свойств (*а, б* – относительных удлинения и сужения соответственно) в образцах катанки диаметром 5,5 мм из стали Св-08Г2С с бором и без бора в зависимости от температуры при испытаниях на растяжение

рис. 5 температурные зависимости изменения  $\delta_{100}$  и  $\psi$  для катанки из стали Св-08Г2С без бора и с бором различаются. При этом наблюдающийся для катанки из стали Св-08Г2С с бором стабильный уровень значений  $\psi$  на уровне 77–80% в интервале температур 200–450 °С (рис. 5, б), наиболее опасном с точки зрения снижения технологической пластичности металла при волочении (до этих температур как раз и нагреваются поверхностные зоны катанки при волочении), по-видимому, и является тем важнейшим фактором, который объясняет наблюдающуюся на практике, в процессе переработки промышленных партий, высокую способность к деформационному формоизменению катанки из указанной стали. Как видно из рис. 5, б, для катанки из стали Св-08Г2С без бора в интервале температур 200–450 °С наблюдается пониженный уровень значений  $\psi$ .

Согласно данным [18], катанка из стали Св-08Г2С без бора и с бором характеризуется так называемой мультифазной исходной струк-

турой, в ферритной матрице которой с полигональным зерном феррита № 9 по ГОСТ 5639 равномерно распределяются островковые участки перлита, бейнита и мартенсита [20]. Вполне очевидно, что наблюдающееся уже при температурах 100–150 °С устойчивое снижение прочностных свойств связано с уменьшением уровня напряженного состояния стали – перераспределением напряжений между ее структурными составляющими. Для объяснения причин достаточно высокого и стабильного уровня  $\psi$  в интервале температур 200–450 °С, помимо указанного выше «деазотирующего» влияния бора, когда связанный бором в боронитридные и карбоборонитридные соединения азот твердого раствора стали (феррита) исключается из процесса блокировки дислокаций, требуется проведение специальных исследований, связанных с установлением особенностей трансформации сложной мультифазной структуры катанки из исследованной стали при этих температурах.

### Литература

1. Лякишев Н. П., Плинер Ю. Л., Лаппо С. И. Боросодержащие стали и сплавы. М.: Металлургия, 1986.
2. Frank A. R., Kirkcaldy A. The effect of boron on the properties of electric arc-sourced plain carbon wiredrawing qualities// Wire Journal International. 1998. N 5. P. 100–113.
3. North Star Steel Texas's experience with boron additions to low-carbon steel/ В. Yalamanchili, J. Nelson, P. Power, D. Lanham// Wire Journal International. 2001. N 11. P. 90–94.
4. О возможности образования твердых растворов кремния в железе / В. В. Россихин, В. И. Большаков, Г. М. Воробьев и др. // Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. науч. тр. Днепропетровск: ПГАСА, 2003. Вып. 22. С. 129–135.
5. Малиночка Я. Н., Ковальчук Г. З., Ярмош В. Н. Структура и свойства низколегированной углеродистой стали, легированной бором и медью// Металловедение и термическая обработка металлов. 1981. № 11. С. 10–14.
6. Гольдшмидт Х. Дж. Сплавы внедрения. М.: Мир. Вып. 1. 1971.
7. Полиморфные модификации углерода и нитрида бора: Справ. изд. / А. В. Курдюмов, В. Г. Малоголовец, И. В. Новиков и др. – М.: Металлургия, 1994.
8. Миркин Л. И. Рентгеноструктурный контроль машиностроительных материалов: Справ. М.: Машиностроение, 1979.
9. Физическое материаловедение / Под ред. Р. Кана. М.: Мир, 1967. Вып. 1. Атомное строение металлов и сплавов.
10. Нестеренко А. М., Сычков А. Б. Размерно-геометрические аспекты легирования стали бором и медью // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. Днепропетровск: Визион, 2004. Вып. 7. С. 181–183.
11. Структура и свойства катанки для изготовления электродов и сварочной проволоки/А. Б. Сычков, В. В. Парусов, А. М. Нестеренко и др. Бендеры: Полиграфист, 2009.
12. Пикеринг Ф. Б. Физическое материаловедение и разработка сталей. М.: Металлургия, 1982.
13. Горелик С. С., Скаков Ю. А., Расторгуев Л. И. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: МИСИС, 1994.
14. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов. 4-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1986.
15. Бабиц В. К., Гуль Ю. П., Долженков И. Е. Деформационное старение стали. М.: Металлургия, 1972.
16. Фетисов В. П. Деформационное старение стали при волочении проволоки. Мн.: Белгорстанкин промиздат, 1996.
17. Сычков А. Б. Разработка комплексной технологии производства эффективных видов катанки из непрерывнолитой заготовки малого сечения с повышенным содержанием примесей цветных металлов и азота: Дис. ... д-р техн. наук. Мн., 2005.
18. Нестеренко А. М., Сычков А. Б., Полуктов В. Ю. Характер изменения механических свойств катанки из стали марки Св-08Г2С при деформационном старении // Строительство, материаловедение, машиностроение. Днепропетровск: ПГАСА, 2009. Вып. 48. Ч. 3. С. 59–63.
19. Освоение производства катанки и проволоки из нипролегирующей бором качественной углеродистой стали, разлитой в заготовки малого сечения/В. В. Парусов, А. Б. Сычков, А. М. Нестеренко, М. А. Жигарев, О. В. Парусов. Металлургическая и горнорудная промышленность. 2000. № 4. С. 48–51.
20. Тонкая микроструктура катанки из стали Св-08Г2С повышенной деформируемости/ А. М. Нестеренко, А. Б. Сычков, С. Ю. Жукова, В. И. Сухомлин // Металлург. 2008. № 9. С. 48–51.