
ҚАЗАҚСТАН РЕСПУБЛИКАСЫ БІЛІМ ЖӘНЕ ҒЫЛЫМ МИНИСТРЛІГІ
МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РЕСПУБЛИКИ КАЗАХСТАН
MINISTRY OF EDUCATION AND SCIENCE OF THE REPUBLIC OF KAZAKHSTAN

Л.Н. ГУМИЛЕВ АТЫНДАҒЫ
ЕУРАЗИЯ ҰЛТТЫҚ
УНИВЕРСИТЕТІ



ЕВРАЗИЙСКИЙ
НАЦИОНАЛЬНЫЙ
УНИВЕРСИТЕТ
ИМ. Л.Н. ГУМИЛЕВА

L.N. GUMILYOV EURASIAN
NATIONAL UNIVERSITY

ХАБАРШЫ

1995 жылдың қантарынан жылына 6 рет шығады

II бөлім

№ 6 (97) · 2013

ВЕСТНИК

выходит 6 раз в год с января 1995г.

II часть

HERALD

Since 1995

II part

Астана

УДК 669.018.2

А.Т. Канаев, А.В. Богомолов, Д.С. Бакижанова

Количественная оценка эффективности и применимости механизмов упрочнения феррито-перлитных сталей

(Казахский агротехнический университет им. С. Сейфуллина, Астана, Казахстан)

(Павлодарский государственный университет им. С. Торайгырова, Павлодар, Казахстан)

(Евразийский национальный университет им. Л.Н. Гумилева, Астана, Казахстан)

В результате анализа литературных данных и собственных экспериментальных исследований количественно оценен вклад различных механизмов упрочнения в предел текучести низкоуглеродистых и низколегированных сталей. Установлено, что для горячекатаных сталей наибольший вклад в предел текучести дают твердо-растворное изерно-границное упрочнение (54% и 29% Ст.Зсп, 61% и 27% для стали 10ХНДП), а в низколегированной стали 16Г2АФ наряду с этими слагаемыми упрочнения заметна роль дисперсионного упрочнения (22%). Показано, что совмещенная деформационно-термическая обработка стали марки Ст.5пс приводит к росту величины дислокационного упрочнения до 27% за счет роста плотности дислокаций и сохранения большей части дислокаций в прокате при ускоренном охлаждении горячедеформированного аустенита.

Ключевые слова: механизмы упрочнения, предел текучести, деформационно-термическая обработка, ускоренное охлаждение, размер зерна

Как известно, что одной из главных проблем современного металловедения является установление количественной связи между структурой и свойствами сплавов. Выявление роли и вклада различных механизмов упрочнения в такие важнейшие характеристики конструктивной прочности, как предел текучести и запас вязкости, а также в формировании других механических свойств стали позволяет приблизиться к решению указанной проблемы. Поэтому представляет теоретический и практический интерес количественная оценка вклада в предел текучести отдельных механизмов упрочнения углеродистых и низколегированных сталей, широко применяемых в строительстве и машиностроении, и сопоставить расчетные и экспериментальные данные для получения надежных сведений о действующих механизмах упрочнения после той или иной обработки и легирования.

Основными характеристиками строительных сталей, определяющими их конструктивную прочность, являются предел текучести и склонность к хрупким разрушениям.

Предел текучести, оценивающий прочность стали, определяется по известному соотношению Холла-Петча, которое для условий растяжения имеет вид:

$$\sigma_T = \sigma_i + k_y \cdot d^{-1/2} \quad (1)$$

где σ_i - напряжение трения решетки при движении дислокаций внутри зерен; k_y - коэффициент, характеризующий вклад зерен в упрочнение; d - диаметр зерна.

$$\sigma_i = \sigma_0 + \Delta\sigma_{ТВ} + \Delta\sigma_{П} + \Delta\sigma_{Д} + \Delta\sigma_{ДУ} \quad (2)$$

В этом уравнении σ_i представляет собой сумму напряжения трения решетки α -Fe - σ_0 , повышения прочности твердых растворов при легировании - $\Delta\sigma_{ТВ}$, упрочнения за счет образования перлита - $\Delta\sigma_{П}$, деформационного - $\Delta\sigma_{Д}$, дисперсионного - $\Delta\sigma_{ДУ}$ упрочнений. В работе [1] показано, что влияние всех перечисленных механизмов упрочнения на предел текучести линейно аддитивно, т.е. могут быть просуммированы. Поэтому предел текучести феррито-перлитных сталей, к которым относятся все исследованные стали Ст.Зсп., Ст5пс., Ст5сп., 35ГС, 16Г2АФ, 10ХНДП, можно рассматривать как сумму слагаемых в уравнении (2). Доля вклада отдельных факторов упрочнения (уравнения 1 и 2) в общий предел текучести стали неодинакова и она зависит от вида легирующих элементов и степени легирования, наличия и дисперсности упрочняющих фаз, применяемой термического или деформационно-термического упрочнения и других факторов.

Анализ этого уравнения показывает, что доля вклада отдельных факторов упрочнения в общий предел текучести стали неодинакова.

Соотношение (1) с достаточной точностью применимо к ферритным сталям при зернах размером от 0,3 до 400 мкм; из него следует, что предел текучести материала повышается с уменьшением величины зерна [2].

Склонность стали к хрупким разрушениям, оценивается по температуре перехода из вязкого состояния в хрупкое, которая определяется как отношение площади вязкого излома к первоначальному расчетному сечению. Чем ниже температура перехода из вязкого в хрупкое состояние, тем более надежен материал, поэтому чаще стремятся применить материал, у которого температура перехода ниже температуры эксплуатации [3].

Как указывалось, доля вклада отдельных факторов упрочнения (уравнения 1 и 2) в общий предел текучести стали неодинакова и она зависит от вида легирующих элементов и степени легирования, наличия и дисперсности вторичных фаз.

Исходя из известных механизмов упрочнения, описываемых уравнением (2), нами проведен анализ эффективности различных механизмов упрочнения низкоуглеродистых и низколегированных сталей Ст.3сп, Ст.5пс, 10ХНДП, 16Г2АФ, используемых в строительстве и отличающихся не только химическим составом, но и примененной термической обработкой. Величину отдельных факторов упрочнения и их вклад в общий предел текучести указанных сталей определяли по известным эмпирическим формулам. Необходимые для расчета коэффициенты взяты из литературных данных [1, 6]. При этом расчетные значения предела текучести исследованных сталей сопоставляли с экспериментальными данными по ГОСТ 380, ГОСТ 19281, ГОСТ 5781, ГОСТ 10884.

Определение параметров структуры (содержание перлита в стали, диаметра ферритных зерен, размера и объемной доли карбонитридной фазы и др.) для количественной оценки предела текучести выполнено методами количественной металлографии на исследовательском горизонтальном микроскопе NeoPhot 21 и электронном микроскопе УЭМВ-100. В качестве диаметра ферритных зерен (d) использовали среднюю длину отрезка прямой, пересекающего зерно в плоскости шлифа [4].

Объемную долю дисперсных частиц (f) и их диаметр (D) в низколегированной стали 16Г2АФ определяли методом электронной фотографии тонких фольг, а межчастичное расстояние (l) по известному соотношению

$$l = D * (\pi/6f)^{1/2} \quad (3)$$

Долю перлитной составляющей определяли по методу Розиваля, согласно которому площади структурных составляющих вычисляют по длинам отрезков прямой, попавших на каждую из структурных составляющих в соответствии с принципом Кавальери. Плотность дислокаций деформационно-термически упрочненных сталей Ст.5пс определяли с помощью рентгеноструктурного анализа по форме дифракционных линий, а в горячекатаном состоянии сталей плотность дислокаций количественно оценивали с помощью просвечивающей электронной микроскопии тонких фольг (таблица 1).

Напряжение трения решетки α -железа (напряжение Пайерлса-Набарро) оценивается по формуле

$$\sigma_0 = 2 \cdot 10^{-4} \cdot G \quad (4)$$

где G - модуль сдвига железа. $G = 84000$ МПа.

Напряжение Пайерлса-Набарро является минимальным напряжением, необходимым для движения дислокации в кристалле и оно определяется свойствами кристаллической решетки и характеризует в ней силы трения. При легировании металла происходит увеличение сил трения, т.е. легирование увеличивает сопротивление дислокаций, вследствие взаимодействия растворенных атомов легирующих элементов с дислокациями.

В первом приближении напряжение Пайерлса-Набарро может быть сопоставлено с пределом текучести монокристалла металла.

Эта величина существенно зависит от содержания примесей в металле. Поэтому по мере того, как улучшалась чистота металла и степень совершенства кристаллов получалось все меньшее значение предела текучести монокристаллов. С учетом литературных данных в расчете напряжение трения решетки α -железа σ_0 принято, равным 30МПа.

Отметим, что в настоящее время нет теории, удовлетворительно описывающей механизмы упрочнения. Есть лишь приближения, описывающие механизмы упрочнения, которые не дают строгой количественной оценки предела текучести. Остальные факторы упрочнения, кроме сопротивления решетки движению дислокации, (D_{st} , p , D_{sp} , D_{sd} , $D_{sd,y}$, D_{sz}) с учетом известных допущений количественно оценивали для исследованных сталей по известным формулам [5,6]. При этом использован принцип линейной аддитивности упрочнения по отдельным механизмам.

Для наглядности и удобства сопоставления и анализа эффективности различных механизмов упрочнения результаты расчетов представлены в виде круговых, столбиковых и линейных диаграмм (рис. 1-5).

Таблица 1. - Исходные данные для количественной оценки предела текучести исследованных сталей

№ п/п	Характеристика стали	Марка исследованных сталей				
		Ст.3сп	Ст.5пс горячекатаная	Ст.5пс термоупрочненная	16Г2АФ	10ХНДП
1	Содержание легирующих элементов в α -Fe, %:					
	Mn	0,52	0,65	0,65	1,5	0,45
	Si	0,21	0,11	0,11	0,45	0,27
	P	0,04	0,04	0,04	0,035	0,095
	V	-	-	-	0,11	-
	Ni	-	-	-	-	0,45
	Cr	-	-	-	-	0,665
	Cu	-	-	-	-	0,40
	(C+ N)	0,015	0,015	0,015	0,015	0,015
2	Упрочняющая фаза	-	-	-	VN	-
3	Доля перлита, %	22	35	26	17	14
4	Размер зерна, d, мкм	0,056	0,051	0,033	0,014	0,028
5	Объемная доля дисперсных частиц, f, %	-	-	-	0,096	-
6	Размер дисперсных частиц, D, нм	-	-	-	30	-
7	Межчастичное расстояние, λ , нм	-	-	-	765	-
8	Плотность дислокаций, ρ , см ⁻²	10 ⁸	10 ⁸	10 ¹⁰	10 ⁹	10 ⁹
Примечание. Исходя из опытных данных принято, что в феррите растворено 0,015 (C+N), остальное количество углерода и азота связаны в карбиды и нитриды						

В углеродистых сталях Ст.3сп, Ст.5пс (горячекатаное состояние) основными слагаемыми упрочнения являются твердорастворное и зернограничное упрочнения, доля которых составляет для стали Ст.3сп соответственно 54% и 29% (рис.1). По абсолютной величине они равны 140,5МПа и 89,9МПа. В стали Ст.5пс, подвергнутой деформационно-термической обработке, существенный вклад в общее упрочнение вносит деформационное (дислокационное) упрочнение. Если доля деформационного упрочнения в стали Ст.5пс, охлажденной на спокойном воздухе с температуры конца прокатки 1050 °С (горячекатаное состояние) составляет ~3%, то в этой же стали деформационно-термически обработанной по схеме прерванной закалки с последующим высоким самоотпуском (термоупрочненное состояние) доля деформационного упрочнения возрастает до 27% (рис.2). $\Delta\sigma = 104$ МПа (абсолютное значение). Это объясняется, вероятно, увеличением плотности дислокаций при совмещении горячей прокатки с последующей немедленной закалкой и отпуском. Как указывалось выше, резким охлаждением подавляются рекристаллизационные процессы и фиксируются значительная часть дислокаций, возникших при горячей прокатке аустенита. При этом происходит наследование дислокационной структуры горячедеформированного аустенита

образующимся мартенситом в процессе фазового аустенито-мартенситного превращения. Кроме того, при деформационно-термической обработке наряду с измельчением аустенитного зерна достигается измельчение кристаллов мартенсита.

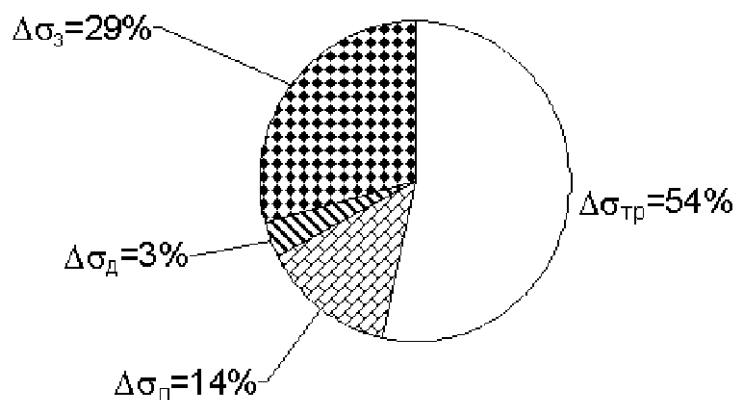


Рисунок 1. - Круговая диаграмма слагаемых упрочнения для Ст.3сп

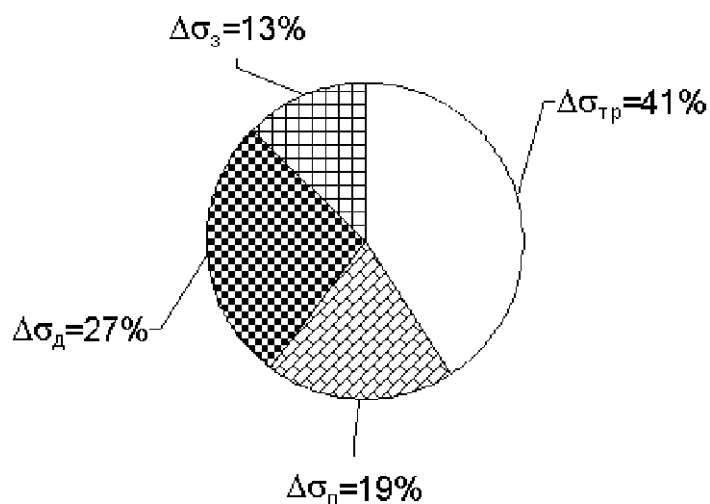


Рисунок 2. - Круговая диаграмма слагаемых упрочнения Ст.5пс термоупрочненная

Доминирующим механизмом упрочнения в низколегированной стали 10ХНДП является твердорастворный (рис. 3).

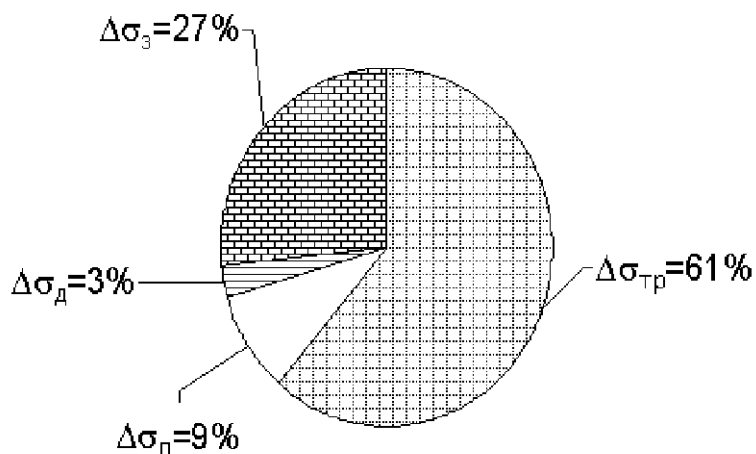


Рисунок 3. - Распределение составляющих упрочнения для стали 10ХНДП

Cr, Ni, Cu и P в стали 10ХНДП растворены в α -Fe. Коэффициенты упрочнения феррита этих элементов составляют $K_{Ni}=30$, $K_{Cu}=40$, $K_P=690$, $K_{Cr}=30$ [6]. Отмечая эффективность этого механизма упрочнения и его применимость, в то же время следует подчеркнуть, что существует, вероятно, какая-то оптимальная степень легирования α -Fe, ибо насыщение α -Fe примесными атомами замещения и внедрения приводит лишь к опасной упругой деформации решетки и снижению вязкости разрушения сплава.

Если учесть, что твердорастворное упрочнение обусловлено разницей атомных диаметров матрицы и легирующего элемента и их модулей упругости, то высокую долю твердорастворного упрочнения в стали 10ХНДП можно объяснить сопротивлением движущимся дислокациям со стороны растворенных атомов.

В низколегированной стали 16Г2АФ, как показывают диаграмма, приведенная на рисунке 4, заметна роль дисперсионного упрочнения - $20\% D_{sдy} = 94,0\text{МПа}$. Как видно из таблицы 1, в этой стали образуется дисперсная карбонитридная фаза $V(C, N)$, которая упрочняет феррит по механизму Орована. Предполагается, что карбонитридная фаза $V(C, N)$ некогерентна с матрицей (α -Fe) и поэтому дислокации огибают выделения $V(C, N)$. Однако имеются мнения, что в низколегированных строительных сталях мелкие частицы карбонитридов, выделившиеся непосредственно из матрицы, могут быть связаны с ней когерентно [3,5].

На эффективность и перспективность дисперсионного упрочнения указывает также влияние дисперсных фаз на величину зерна. Из таблицы 1 следует, что в стали 16Г2АФ в структуре которой имеется дисперсная карбонитридная фаза $V(C, N)$ образуется более мелкое зерно $d = 0,014$ мм. Это объясняется зародышевым влиянием частиц $V(C, N)$ при переходе через критические точки A_{c1} и A_{c3} . Кроме того, карбонитридная фаза тормозит рост зерна аустенита при дальнейшем нагреве вплоть до температуры растворения этих фаз в аустените. Эти два обстоятельства приводят к тому, что в стали 16Г2АФ происходит заметное измельчение ферритных зерен. Таким образом, дисперсные частицы карбонитридной фазы $V(C, N)$ в стали вызывают дополнительные зернограницные упрочнения. Такая особенность упрочнения дисперсным частицами карбонитридных фаз указана в работах [7,8].

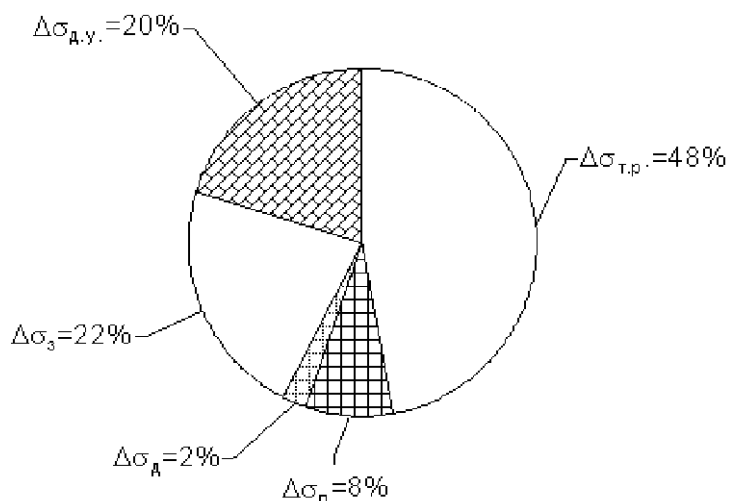


Рисунок 4. - Круговая диаграмма слагаемых упрочнения для стали 16Г2АФ

В низкоуглеродистых и низколегированных сталях основной фазовой и структурной составляющей является феррит, его доля в этих сталях достигает до 90-95%. При приложении нагрузки деформация начинает развиваться в феррите, а перлитные колонии являются “барьерами” для такой деформации. Поэтому упрочнения от перлитной составляющей также вносит определенный вклад в общее упрочнение (в предел текучести).

Из приведенных рисунков 1-4 видно, что доля упрочнения от образования перлита составляет около 10-20%, по абсолютной величине $D_{sp}=75\text{МПа}$ для горячекатаных сталей

Ст.3сп и Ст.5пс. (рис. 1, 2). Необходимо отметить также, что и неметаллические включения могут оказывать влияние на механические свойства этих сталей. Однако их объемная доля в рассматриваемых сталях не превышает 0,1%, упрочняющего действия они не оказывают и поэтому в данном исследовании поведение неметаллических включений не рассматривалось. На рис.5 для наглядности сопоставления и анализа эффективности различных механизмов упрочнения результаты расчетов представлены в виде столбиковой диаграммы.

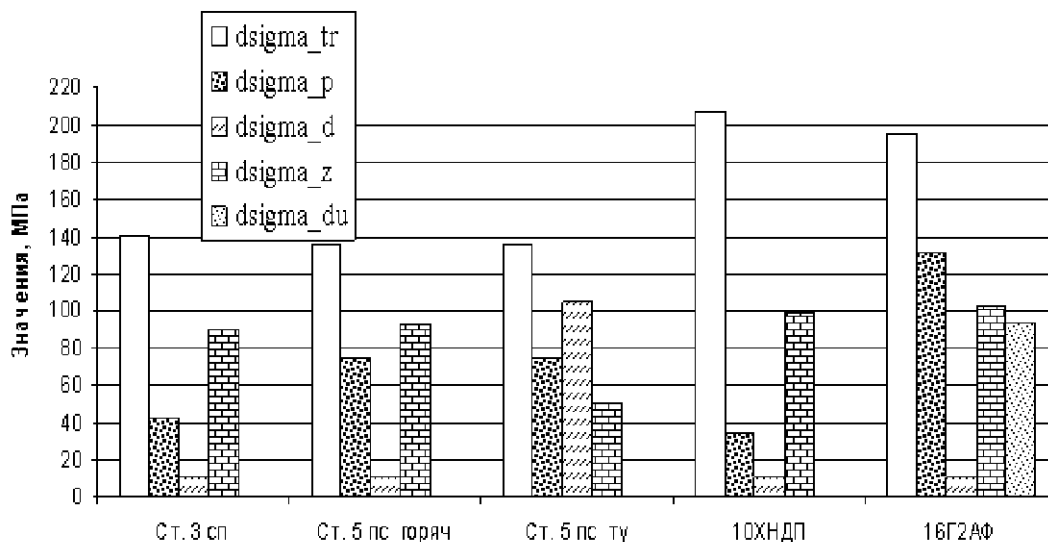


Рисунок 5. - Столбиковая диаграмма слагаемых упрочнения исследованных сталей

Как видно из этой диаграммы, во всех исследованных сталях основной вклад в предел текучести вносит твердорастворное упрочнение, абсолютное значение которого составляет от 140 до 200 МПа.

Таким образом, вклад различных механизмов упрочнения в предел текучести низкоуглеродистых и низколегированных строительных сталей различен. Для горячекатаных сталей наибольший вклад в предел текучести дают твердорастворное и зернограничное упрочнение (54% и 29% Ст.3сп, 61% и 27% ст. 10ХНДП), а в стали 16Г2АФ наряду с этими слагаемыми упрочнения заметна роль дисперсионного упрочнения (22%). Деформационно-термическая обработка стали марки Ст.5пс приводит к росту величины дислокационного упрочнения до 27% за счет роста плотности дислокаций и сохранения большей части дислокаций при ускоренном охлаждении горячедеформированного аустенита.

Заключение

1. Эффективными и перспективными способами повышения прочности низкоуглеродистых и низколегированных сталей следует считать твердорастворное упрочнение путем легирования относительно дешевыми легирующими элементами (Mn, Si), а также дислокационное и дисперсионное упрочнение путем применения совмещенной деформационно-термической обработки в сочетании с микролегированием с карбидо- и нитридообразующими элементами (V, Al).

2. Количественная оценка прочности феррито-перлитных низкоуглеродистых и низколегированных сталей по химическому составу и параметрам структуры позволяет ориентировочно выявить вклад каждого механизма упрочнения в предел текучести стали и прогнозировать сбалансированные механизмы упрочнения.

3. Уменьшение размера действительного зерна является эффективным способом повышения прочности конструкционных сталей, которое одновременно уменьшает склонность феррито-перлитных сталей к хрупкому разрушению.

Работа выполнена в рамках бюджетной программы 055 «Научная и/или научно-техническая деятельность», подпрограмма 101 «Грантовое финансирование научных исследований», по теме «Разработка технологии интегрированного производства высокопрочного арматурного проката из непрерывно-литых заготовок»

ЛИТЕРАТУРА

- 1 Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. Металлофизика высокопрочных сплавов. Москва, «Металлургия», 1986. - 312 с.
- 2 Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей. Пер. с англ. Москва, «Металлургия», 1982. - 182 с.
- 3 Большаков В.И., Стародубов К.Ф., Тылкин М.А. Термическая обработка строительной стали повышенной прочности Москва, «Металлургия», 1987. - 209 с.
- 4 Канаев А.Т., Канаев А.А. Термомеханическая обработка низкоуглеродистых и низколегированных сталей, Астана, Изд-во ЕНУ им. Л.Н. Гумилева, 1999. - 235 с.
- 5 Минаев А.А. Совмещенные металлургические процессы. Технопарк Дон ГТУ УНИТЕХ, 2008. - 552 с.
- 6 Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. Москва, «Металлургия», 1985. - 408 с.
- 7 Коновалов Ю.В., Минаев А.А. Металлургия Книга 2, Часть 3 Металловедение. Донецк, ДВУЗ Дон НТУ, 2012. - 496 с.
- 8 Канаев А.Т. Исследование структуры и свойств стали после совмещенной деформационно-термической обработки. Астана, Изд-во «Мастер ПО», 2012. - 210 с.

REFERENCES

- 1 Goldshtein M.I., Litvinov V.C., Bronfin B.M. Metallofizika vysokoprochnykh splavov. Moskva, «Metallurgiya», 1986. - 312 s.
- 2 Piking F.B. Fizicheskoe metallovedenie i razrabotka stalei. Per.s angl. Moskva, «Metallurgiya», 1982. - 182 s.
- 3 Bolwakov V.I., Starodubov K.F., Tylkin M.A. Termicheskaya obrabotka stroitelnoi stali povyshennoi prochnosti. Moskva, «Metallurgiya», 1987. - 209 s.
- 4 Kanayev A.T., Kanayev A.A. Termomexanicheskaya obrabotka nizkouglerodistykh I nizkolegirovannykh stalei, Astana, Izd-vo ENU im.L.N.Gumileva, 1999. - 235 s.
- 5 Minaev A.A. Sovmeshennye metallurgicheskie process. Texnopark Don GTU UNITEH, 2008. - 552 s.
- 6 Goldshtein M.I., Grachev S.V., Veksler Y.G. Specialnye stali. Moskva, «Metallurgiya», 1985. - 408 s.
- 7 Konovalov Y.V., Minaev A.A. Metallurgiya Kniga 2, Chast 3 Metallovedenie. Donetsk, DVUZ Don NTU, 2012. - 496 s.
- 8 Kanayev A.T. Issledovanie struktury i svoistv stali posle sovmeshennoi deformatsionno-termicheskoi obrabotki. Astana, izd-vo «Master-PO», 2012. - 210 s.

Қанаев А.Т., Богомолов А.В., Бақіжанова Д.С

Феррит-перлитті болаттарды беріктендіру механиздерінің тиімділігі мен қолданулығын сандық тұрғыда бағалау

Әдебиеттегі белгілі деректерді талдау және арнайы жүргізілген экспериментті зерттеулер нәтижесі негізінде беріктендірудің әртүрлі механизмдерінің азқөміртекті және төменлегірленген болаттардың аққыштық шегіне үлесі сандық тұрғыда бағаланған.

Ыстықтай илемденген болаттардың аққыштық шегіне қаттыерітінді және түйіршіктішектер беріктендірудің үлесі екендігі көрсетілген. (54% және 29% Ст.3сп., 61% және 27% 10ХНДП маркалы болат үшін), ал төменлегірленген 16Г2АФ болатта көрсетілген беріктендірулермен қатар дисперсиондық беріктендірудің рөлі көрінеді (22%).

Ст.5пс маркалы болатты үйлестірілген деформациялық термиялық жолмен өңдеу ондағы дислокациялық беріктендірудің шамасы 27% -ға дейін өсетіні көрсетілген. Бұл дислокациялар тығыздығының артуына және ыстықтай деформацияланған аустенитті тез салқындатқанда дислокациялардың илемде сақталуына байланысты.

Түйін сөздер: беріктендіру механизмдері, аққыштық шек, деформациялық-термиялық өңдеу, жылдам салқындату, түйіршік өлшемі

Kanayev A.T., Bogomolov A.V., Bakizhanova D.S

Quantitative evaluation of the effectiveness and applicability of the hardening mechanisms ferrite-pearled steels

In the resulting analysis of the literature and our own experimental studies to quantify the contribution of different mechanisms of hardening in the yield strength of low-carbon and low-alloy steels. Found that for hot-rolled steels' greatest contribution to the yield strength given solid solution hardening and grain boundary (54% and 29% St.3sp, 61% and 27% for steel 10HNDP), and in low-alloyed steel 16G2AF along with these terms hardening noticeable role precipitation hardening (22%). It is shown that the combined deformation and heat treatment of steel St.5ps leads to growth of the dislocation hardening up to 27% due to an increase in the dislocation density and keeping the majority of the dislocations in the rolling machine at the accelerated cooling of hot-deformed austenite.

Keywords: hardening mechanisms, yield strength, heat-deformation treatment, accelerated cooling, size of grains.

Поступила в редакцию 26.09.13

Рекомендована к печати 21.10.13

Об авторах:

Канаев А. Т. - д.т.н., профессор кафедры Стандартизации, метрологии и сертификации Казахского агротехнического университета им. С. Сейфуллина

Бакижанова Д. С. – магистр, преподаватель кафедры Транспорт, транспортная техника и технологии Евразийского национального университета им.Л.Н.Гумилева

Богомолов А. В. - к.т.н., доцент кафедры Металлургия Павлодарского государственного университета им. С.Торайгырова