

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СКОРОСТЕЙ ОХЛАЖДЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИСТОВ ИЗ Si-Mn СТАЛЕЙ ПЕРЕМЕННОГО ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА

В.И. Спиваков, Э.А. Орлов, Е.А. Шпак

Институт черной металлургии НАНУ, г. Днепропетровск

Влияние скорости охлаждения ($V_{\text{охл}}$), как одного из основных факторов структурообразования при деформационно-термическом упрочнении (ДТУ) проката, общеизвестно, однако оценка ее влияния, в связи с неоднозначностью способов определения, может быть различной.

Для анализа структурообразования при непрерывном охлаждении изделий обычно используют усредненные величины $V_{\text{охл}}$ в различных температурных интервалах [1, 2].

В толстолистовом прокате в процессе ДТУ из-за различия скоростей охлаждения по сечению листа, формируется неоднородная по сечению микроструктура и, соответственно, анизотропия механических свойств [3]. Учитывая, однако, что механические испытания на растяжение листов, проводят на полномасштабных плоских образцах, целесообразно рассматривать влияние усредненной $V_{\text{охл}}$ по сечению проката.

При этом, для адекватной характеристики процессов структурообразования и формирования комплекса механических свойств листов принципиальное значение имеет выбор температурного интервала, в котором необходимо определять усредненную $V_{\text{охл}}$.

С этой целью проведен анализ влияния скоростей охлаждения в различных температурных интервалах распада аустенита на механические свойства листов из Si-Mn (09Г2С) стали переменного химического состава при ДТУ на установке ванного типа (УОВТ) стана 3600 ОАО “МК “Азовсталь”.

Среднемассовые скорости охлаждения листов после прокатки рассматривали в следующих температурных интервалах:

- от начала и до конца охлаждения на УОВТ ($T_{\text{но}} - T_{\text{ко}}$) - V_0 ;
- от конца прокатки до точки $A_{\text{с3}}$ - V_1 ;
- от критической точки $A_{\text{с3}}$ до A_{r3} - V_2 ;
- от A_{r3} до $T_{\text{кпр}}$ (интервал распада аустенита) - V_3 ;
- от $T_{\text{кпр}}$ до температуры среды T_c - V_4 .

Анализ разработанных ранее моделей “химия - свойство” [4] показал, что средняя скорость охлаждения V_0 , определяемая в интервале температур $T_{\text{но}} - T_{\text{ко}}$, слабо коррелирует с комплексом механических свойств.

Учитывая, что интервалы температур $T_{\text{кп}} - A_{\text{с3}}$ и $A_{\text{с3}} - A_{\text{r3}}$ связаны, в основном, с процессами рекристаллизации и началом роста зародышей новой фазы (Ф), а в интервале ниже $T_{\text{кпр}}$ вообще не происходят структурные превращения, становится очевидным выбор для анализа влияния на механические свойства скорости охлаждения V_3 , определяемой в температурном интервале $A_{\text{r3}} - T_{\text{кпр}}$, где $T_{\text{кпр}}$ соответствует температуре конца превращения аустенита при ДТУ.

Таким образом, скорость охлаждения в интервале температур превращения аустенита $A_{\text{r3}} - T_{\text{кпр}}$ должна более точно отражать ее влияние на комплекс свойств, в отличие от скорости охлаждения в интервале температур $T_{\text{но}} - T_{\text{ко}}$, которые определяют пирометрически на установке УОВТ.

Для определения скоростей охлаждения листов в указанном интервале температур превращения $A_{\text{r3}} - T_{\text{кпр}}$ необходимо:

1) определить зависимость температур A_{r3} и $T_{\text{кпр}}$ от химического состава плавки (С, Мп, Si, ... и т.д., $A_{\text{с3}}$, $A_{\text{с1}}$) и длительности охлаждения в интервале превращения ($A_{\text{r3}} - T_{\text{кпр}}$);

2) рассчитать кривые охлаждения при различных начальных ($T_{\text{но}}$, T_c) и граничных условиях (α):

а) $T_{\text{в}} = f_3(T_{\text{но}}, \alpha_1, \tau, \delta)$ при охлаждении на воздухе ($\alpha_1 = f_1(T_{\text{нов}})$);

б) $T_{\text{в}} = f_4(T_{\text{но}}, \alpha_2, \tau, \delta)$ - в установке УОВТ ($\alpha_2 = f_2(\tau)$);

3) определить точки с координатами $A(A_{\text{r3}}, \tau_1)$ и $B(T_{\text{кпр}}, \tau_2)$ на ТКД стали при решении двух систем уравнений:

$$\left\{ \begin{array}{l} A_{\text{r3}} = f_1(C, \text{Mn}, \text{Si}, \dots, A_{\text{с3}}, A_{\text{с1}}, V_{\text{охл}}, \tau); \\ T_{\text{в}}(T_{\text{в}}) = f_{3(4)}(T_{\text{но}}, \alpha_{1(2)}, \tau, \delta); \end{array} \right. \quad (1)$$

$$\left\{ \begin{array}{l} T_{\text{кпр}} = f_2(C, \text{Mn}, \text{Si}, \dots, A_{\text{с3}}, A_{\text{с1}}, V_{\text{охл}}, \tau); \\ T_{\text{в}}(T_{\text{в}}) = f_{3(4)}(T_{\text{но}}, \alpha_{1(2)}, \tau, \delta). \end{array} \right. \quad (2)$$

4) определить среднемассовую скорость охлаждения в интервале превращения по формуле:

$$V_3 = (A_{\text{r3}} - T_{\text{кпр}}) / (\tau_1 - \tau_2), \quad (3)$$

где $A_{\text{r3}} - T_{\text{кпр}}$ - интервал температур распада переохлажденного аустенита для анализируемого режима охлаждения;

$\tau_1 - \tau_2$ - длительность охлаждения в этом интервале.

Применяя изложенный алгоритм, определили среднемассовую скорость охлаждения листа в интервале температур превращения аустенита ($A_{\text{r3}} - T_{\text{кпр}}$) в следующей последовательности.

1. Расчет температур A_{r3} и $T_{\text{кпр}}$

Для учета зависимости A_{r3} и $T_{\text{кпр}}$ от химического состава и режимов охлаждения из базы данных для стали 09Г2С были отобраны плавки, химический состав которых охватывал весь диапазон изменения критических точек $A_{\text{с3}}$ и $A_{\text{с1}}$ данной стали.

Критические точки $A_{\text{с3}}$ и $A_{\text{с1}}$, как интегральные параметры химсостава, оценивали по корреляционным моделям, приведенным в работе [5], а положение точек A_{r3} и $T_{\text{кпр}}$ определяли по известной методике пересчета изотермических С-образных диаграмм на ТКД [6, 7].

Зависимости A_{r3} и $T_{\text{кпр}}$ аппроксимировали многофакторными корреляционными моделями методом пошагового выбора переменной с использованием программы STATGRAFICS.

Окончательный вид этих зависимостей приведен ниже:

$$A_{\text{r3}} = -391,37 + 23,63 \cdot \ln \tau - 1,156 \cdot (\ln \tau)^2 + 1,256 \cdot A_{\text{с3}} - 0,050644 \cdot A_{\text{с1}} / \tau \quad (4)$$

$$1 + 0,050644/\tau$$

$$T_{кр} = 98,2 + 8,8 \cdot \ln \tau + 0,55 \cdot A_{с3} \quad (5)$$

Коэффициенты детерминации и множественной корреляции соответственно равны $R^2=0,9833$, $R^2=0,9342$ и $r = 0,9916$, $r = 0,9665$.

Полученные уравнения (4 - 5) отражают влияние химического состава и скорости охлаждения наиболее значимыми факторами: $A_{с3}$, $\ln \tau$, τ , влияющими на температуры начала ($A_{с3}$) и окончания ($T_{кр}$) распада переохлажденного аустенита.

2. Расчет кривых охлаждения листов

Кривые охлаждения листов рассчитывали с использованием метода конечных разностей с учетом изменения теплофизических свойств стали по разработанной методике [4].

а. Изменение температуры листов при охлаждении на воздухе определяли с учетом изменения коэффициента теплоотдачи от температуры поверхности листа.

Коэффициенты уравнений $T_i = a_i \cdot x^4 + b_i \cdot x^3 + c_i \cdot x^2 + d_i \cdot x + e_i$ аппроксимирующих функций кривых охлаждения на воздухе листов различной толщины от $T_n=1000$ °C сведены в табл.1.

Таблица 1

Толщина, δ , мм	Температура, °C	Коэффициенты				
		$a \cdot 10^9$	$b \cdot 10^6$	$c \cdot 10^3$	d	e
10	$T_{пов}$	7	-10	7,2	-2,7021	982,70
	$T_{центр}$			7,5	-2,7834	995,63
	$T_{срм}$			7,4	-2,7506	990,45
16	$T_{пов}$	3	-5	3,6	-1,7817	981,76
	$T_{центр}$			3,9	-1,8729	1002,50
	$T_{срм}$			3,8	-1,8409	995,41
20	$T_{пов}$	2	-3	2,3	-1,3641	982,17
	$T_{центр}$			2,5	-1,4350	1005,5
	$T_{срм}$			2,4	-1,4146	997,12
30	$T_{пов}$	0,8	-2	1,4	-0,9725	972,78
	$T_{центр}$			0,5	-1	1007,90
	$T_{срм}$			0,7	-1	996,97

Коэффициенты детерминации приведенных аппроксимирующих уравнений не ниже $R^2 > 0,9999$.

б. Кривые охлаждения листов в установке УОВТ

Согласно алгоритму расчета на первом этапе выбирали схему и параметры процесса ускоренного охлаждения. Так, при ДТУ листов толщиной 16 мм длина установки УОВТ была условно разделена на 15 равных зон охлаждения и отогрева. Температуру начала охлаждения в установке варьировали в интервале 905 - 780 °C, а температуру окончания охлаждения в интервале 550-760 °C. Коэффициенты теплоотдачи на участках интенсивного охлаждения задавали исходя из реально достигнутых на установке УОВТ в пределах 1300 - 1350 Вт/м·К, а на участках отогрева - в соответствии с законом Стефана-Больцмана [4].

3. Решение систем уравнений (1), (2) с учетом зависимостей (4, 5) и аппроксимирующих уравнений кривых охлаждения (табл. 1 и п. 2б) позволило по уравнению (3) рассчитать среднемассовые скорости охлаждения листов в интервале превращения (V_3) для различных режимов ДТУ выборки данных по 240 промышленным партиям стали 09Г2С.

На рисунке приведен сравнительный анализ влияния скоростей охлаждения в различных температурных интервалах на предел текучести листов из стали 09Г2С.

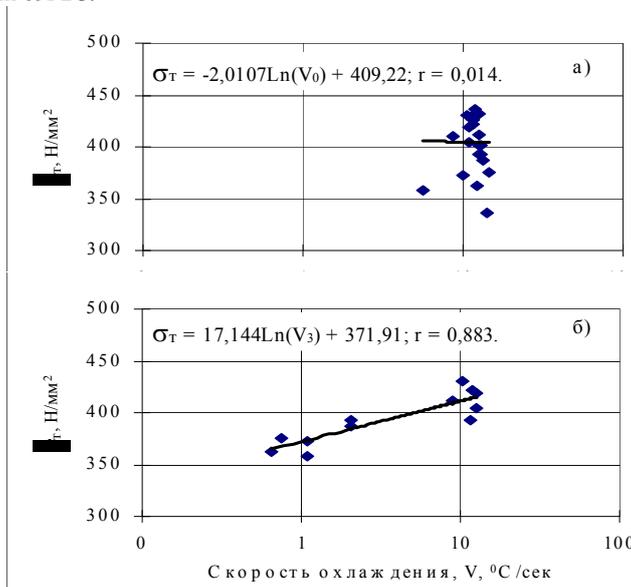


Рис. Влияние скоростей охлаждения, определяемых в различных температурных интервалах, на предел текучести листов толщиной 16 мм из Si-Mn стали:

- а) в интервале $T_{но} - T_{ко} — V_0$;
 б) в интервале $A_{г3} - T_{кпр} — V_3$.

Из приведенных на рисунке уравнений парной корреляции видно преимущественное влияние V_3 ($r=0,883$) в сравнении со скоростью, определяемой во всем интервале охлаждения (V_0) ($r=0,014$).

По приведенной методике были рассчитаны величины V_3 для листов толщиной 16 мм, произведенных на ОАО "МК "Азовсталь" по различным режимам (более 120 партий). Значения V_3 , как технологического фактора, были использованы при разработке многофакторных корреляционных моделей зависимости механических свойств от химического состава.

Многофакторные модели зависимости механических свойств от химического состава и скорости охлаждения в интервале превращения (V_3) для листов толщиной 16 мм приведены в табл.2.

Значимость фактора, вводимого в модель оценивали по критерию Фишера (F-ввода).

Таблица 2

Модели зависимости механических свойств от химического состава и V_3 листов толщиной 16 мм из Si-Mn стали (09Г2С)

Факторы	Коэффициенты модели для:			F-ввода в модель для:		
	σ_T , Н/мм ²	σ_B , Н/мм ²	δ_5 , %	σ_T , Н/мм ²	σ_B , Н/мм ²	δ_5 , %
const	1844,856	2687,339	-90,9125	—	—	—
$\ln V_3$	57,9045	29,70497	-3,204854	48,4851	65,3825	7,4652
V_3 , °C/c	-7,3072	—	0,555174	12,9172	—	2,9332
$T_{но}$, °C	—	0,273523	0,031547	—	6,7277	4,8299
$T_{ко}$, °C	0,207668	0,235611	0,018822	9,2886	8,1857	3,0846
A_{c1} , °C	-2,424964	-3,803204	—	16,0487	24,0259	—
A_{c3} , °C	—	—	0,093705	—	—	5,8687
Mn, %	-84,9257	-478,4259	—	3,9440	19,7175	—
Si, %	—	-433,5926	-3,6403	—	20,2806	1,6685
P, %	—	—	-133,9228	—	—	11,0318
Cr, %	-235,7098	-622,9651	—	7,3192	17,7159	—
Ni, %	-108,2509	-465,5669	23,1555	3,63059	15,4148	4,4202
Cu, %	—	-408,1264	—	—	14,4774	—
Al, %	—	-486,6698	—	—	3,8197	—
Ti, %	460,6272	—	—	2,5067	—	—
N, %	11164,10	—	—	5,6816	—	—
As, %	565,1412	-865,2353	—	3,3571	4,6378	—
$\Sigma_{лег}$, %	81,9572	613,4063	—	12,5841	26,4584	—
R^2	0,7624	0,6938	0,5543			
r	0,8732	0,8329	0,7445			
S_0	12,6891	14,6353	2,02393			

Сравнительный анализ полученных моделей с моделями, в которых в качестве фактора использовали скорость во всем интервале ускоренного охлаждения (V_0), показал повышение коэффициента детерминации с 0,51; 0,52 и 0,45 до 0,76; 0,69 и 0,55 соответственно для σ_T ; σ_B и δ_5 .

Из табл. 2 видно, что значимость этого фактора, оцениваемая по критерию Фишера, выше значимости элементов химического состава стали в данной выборке плавок.

Следует отметить, что приведенные зависимости температур начала (4) и окончания (5) превращения аустенита можно использовать для расчета скоростей охлаждения и прогнозирования механических свойств всего размерного сортамента по толщине листов из стали 09Г2С. Для этого в соответствии с приведенным алгоритмом необходимо для анализируемой толщины и режима охлаждения листа, в уравнения (1) - (2) ввести соответствующие аппроксимирующие функции кривых охлаждения листа (см. п. 2а и 2б).

Таким образом, при разработке корреляционных моделей зависимости механических свойств от химического состава и технологических факторов ДТУ установлено значительное влияние скорости охлаждения в интервале температур распада переохлажденного аустенита.

Литература

1. Блантер М.Е. Фазовые превращения при термической обработке стали, М.: Metallurgizdat, 1962, 269 с. с ил.
2. Исследование влияния скорости потока охлаждающей воды на скорость охлаждения и прочностные свойства низкоуглеродистой стали/ В.Т. Худик, В.Т. Черненко, А.Ф. Сиухин, В.И. Спиваков и др. // Metallургическая и горнорудная промышленность. -1975. - № 2. с. 40-42.
3. Структурообразование в толстых листах при деформационно-термическом упрочнении. В.И. Спиваков, Э.А. Орлов, В.А. Пирогов, Б.Ф. Марцинив. - Тезисы международного научно-технического семинара: "Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов", МИСиС, М., 1999 г., с. 23-24.
4. Исследование процессов структурообразования в экономнолегированных листовых сталях повышенной прочности для оптимизации химического состава и параметров деформационно-термической обработки. Отчет о НИР (Заключительный) ИЧМ; Руководитель В.И. Спиваков. Днепропетровск, 2003. — 76 с.
5. Винокур Б.Б. и др. Структура конструкционной легированной стали. М., Metallургия, 1983, 216 с.

6. В.И. Спиваков, Ноговицын А.В., Богачева А.В., Орлов Э.А. Исследование структурной анизотропии и механических свойств толстолистового проката с применением компьютерного моделирования. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2001. № 1. с. 47-49.
7. Liska S., Wjzniak J. *Kovove materialy*. Bratislava, 1982, t.20, № 5, с. 562-571.