

В.И.Спиваков, А.В.Ноговицын*, Э.А.Орлов, Е.А.Шпак

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ ПРИ
ДЕФОРМАЦИОННО–ТЕРМИЧЕСКОМ УПРОЧНЕНИИ НА
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИСТОВ ИЗ Si–Mn СТАЛИ**

*ИЧМ НАНУ, *Минпромполитики Украины*

Показано, что использование скорости охлаждения в интервале температур превращения аустенита в качестве технологического фактора позволяет повысить адекватность корреляционных моделей для прогнозирования механических свойств листов из Si–Mn стали в зависимости от химического состава при деформационно–термическом упрочнении их в потоке стана.

Постановка задачи. Деформационно–термическое упрочнение (ДТУ) по схеме однократной упрочняющей обработки позволяет в условиях стана 3600 ОАО «МК «Азовсталь» производить из кремний–марганцовистых сталей типа 09Г2С, 12ГС (Mn – до 1,8%, Si – до 0,85%) лист толщиной до 30 мм классов прочности С375Т и С390Т (ТУ У 14–4–405–97).

Для прогнозирования механических свойств листов, подвергаемых ДТУ, необходимо наряду с химическим составом стали определить влияние скорости охлаждения ($V_{\text{охл}}$) проката, как независимого технологического фактора.

Цель настоящей работы состояла в выборе оптимального температурного интервала определения скорости охлаждения листов из стали 09Г2С с учетом колебаний химического состава в пределах марки для повышения адекватности многофакторных корреляционных моделей «химия–технология–свойство».

Результаты исследования. Влияние скорости охлаждения, как одного из основных факторов структурообразования в прокате, общеизвестно, но в связи с разнообразием подходов к ее определению [1], необходимо уточнить влияние $V_{\text{охл}}$, как технологического фактора при ДТУ листов.

Следует отметить, что скорость охлаждения изделия является величиной переменной, зависящей от множества факторов: коэффициента теплоотдачи (α); толщины охлаждаемого листа ($\delta = 2R$); теплофизических свойств стали (теплоемкости – c , теплопроводности стали – λ), объединяемых в теории теплопроводности в показатель интенсивности процесса охлаждения – критерий $Bi = \alpha R/\lambda$.

Кроме этого $V_{\text{охл}}$ зависит от координаты (расстояния от охлаждаемой поверхности) анализируемого поперечного сечения, поэтому в толстолистовом прокате из–за различия скоростей охлаждения по сечению листа, формируется неоднородная микроструктура и соответственно анизотропия механических свойств [2].

Учитывая, что механические испытания готовой листовой продукции (толщиной до 30 мм) проводят на натуральных плоских образцах, которые характеризуют усредненные (по сечению) свойства проката, целесообразно рассматривать $V_{\text{охл}}$ также усредненной по сечению листа, характеризующую изменение среднemasсовых температур превращения аустенита.

Выбор оптимального температурного интервала определения характерной скорости охлаждения.

Общеизвестным приемом при анализе структурообразования и ориентировочного определения режимов ДТУ является использование совместно с ТКД реальных кривых охлаждения листов. При этом обычно рассматривают усредненные величины $V_{\text{охл}}$ в различных температурных интервалах в зависимости от конкретной задачи анализа [1], как правило для одного химического состава стали.

Ниже проведен анализ влияния скорости охлаждения в различных температурных интервалах, как фактора структурообразования при ДТУ листового проката на механические свойства листов из Si-Mn (09Г2С) стали с учетом колебания химического состава (в пределах ГОСТ) при построении корреляционных моделей «химия – технология – свойство».

Влияние среднemasсовых скоростей охлаждения листов при ДТУ на установке охлаждения ванного типа (УОВТ) стана 3600 ОАО «МК «Азов-сталь» рассматривали в следующих температурных интервалах:

от начала до конца охлаждения на УОВТ ($T_{\text{но}} - T_{\text{ко}}$) – V_1 ;

от начала охлаждения до точки A_{r3} ($T_{\text{но}} - A_{r3}$) – V_2 ;

от точки A_{r3} до $T_{\text{кпр}}$ (интервал распада аустенита) – V_3 ;

от $T_{\text{кпр}}$ до температуры среды T_c – V_4 , где $T_{\text{но}}$, $T_{\text{ко}}$ температуры начала, окончания ускоренного охлаждения, а $T_{\text{кпр}}$ – конца превращения аустенита при ДТУ.

Анализ разработанных моделей «химия–технология–свойство» [3], показал, что средняя скорость охлаждения V_1 , определяемая во всем интервале температур охлаждения проката ($T_{\text{но}} - T_{\text{ко}}$), слабо коррелирует с комплексом механических свойств. Учитывая, что интервал температур $T_{\text{но}} - A_{r3}$ (V_2) связан, в основном, с процессами рекристаллизации и началом роста зародышей новой фазы, а в интервале температур ниже $T_{\text{кпр}}$ (V_4) вообще не происходят структурные превращения, целесообразно исследовать влияние скорости охлаждения V_3 , как характерной, определяющей процессы структурных превращений в температурном интервале $A_{r3} - T_{\text{кпр}}$.

При исследовании влияния V_3 , как технологического фактора, учитывали, что структурообразование при ДТУ протекает в листах из стали типа 09Г2С преимущественно в области диффузионного распада аустенита с образованием феррита (95 – 85%) – перлитной (5 – 15%) структуры. Следует отметить, что температуры начала и конца выделения указанных составляющих определяются химическим составом конкретной плавки

стали и режимом охлаждения листов в процессе ДТУ, т.е. являются функциями этих факторов:

$$Ar_3(T_{\text{кпр}}) = f_{1,2}(C, \text{Mn}, \text{Si}, \dots, V_{\text{охл}}). \quad (1)$$

Для определения зависимости Ar_3 и $T_{\text{кпр}}$ от химического состава и режимов охлаждения из базы данных выборки стали 09Г2С были отобраны плавки, химический состав которых в пределах ГОСТ охватывал весь диапазон изменения критических точек Ac_3 и Ac_1 данной стали.

Критические точки Ac_3 и Ac_1 , как интегральные параметры свертки химического состава стали, оценивали по корреляционным моделям, приведенным в работе [4], а положение точек Ar_3 и $T_{\text{кпр}}$ определяли по методике пересчета изотермических С–образных диаграмм в ТКД [5, 6].

Полученные зависимости Ar_3 и $T_{\text{кпр}}$ аппроксимировали многофакторными корреляционными моделями методом пошагового выбора переменных с использованием программы STATGRAFICS. В корреляционном анализе в качестве независимых переменных использовали массовую долю элементов химического состава, критические точки Ac_3 и Ac_1 , временные параметры τ , $\ln\tau$ и скорость охлаждения ($V_{\text{охл}}$).

Окончательный вид полученных зависимостей следующий:

$$Ar_3 = \frac{-391,37 + 23,63 * \ln\tau - 1,156 * (\ln\tau)^2 + 1,256 * Ac_3 - 0,050644 * Ac_3 / \tau}{1 + 0,050644 / \tau} \quad (2)$$

$$T_{\text{кпр}} = 98,2 + 8,8 * \ln\tau + 0,55 * Ac_3. \quad (3)$$

Коэффициенты множественной корреляции соответственно равны 0,9916 и 0,9665.

Полученные уравнения (2), (3) отражают влияние химического состава стали и режима охлаждения листа через наиболее значимые факторы: Ac_3 , τ , $\ln\tau$, влияющими на температуры начала (Ar_3) и окончания ($T_{\text{кпр}}$) распада аустенита в феррито–перлитной области. На рис.1 приведены полученные зависимости для стали 09Г2С среднего по выборке химического состава ($Ac_3 = 866^{\circ}\text{C}$).

Расчет изменения температур охлаждения листов

Изменение температур охлаждения листов рассчитывали с использованием метода конечных разностей с учетом изменения теплофизических свойств стали по разработанной ранее методике [7].

Согласно алгоритму расчета на первом этапе выбирали схему и параметры процесса ускоренного охлаждения. Так, при ДТУ листов толщиной 16 мм длина установок УОВТ была условно разделена на 15 равных зон охлаждения и отогрева. Температуру начала охлаждения в установке ($T_{\text{но}}$) варьировали в интервале $905 - 780^{\circ}\text{C}$, а температуру окончания охлаждения ($T_{\text{ко}}$) в интервале $550 - 760^{\circ}\text{C}$. Коэффициенты теплоотдачи на участках интенсивного охлаждения принимали исходя из реально достигаемых на установке УОВТ в пределах $1300 - 1350 \text{ Вт/м}\cdot\text{К}$, а на участках отогрева – в соответствии с законом Стефана–Больцмана в пределах $100 - 150 \text{ Вт/м}\cdot\text{К}$.

Полученные кривые охлаждения листов толщиной 10–30 мм при различных начальных температурных ($T_{но}$ и T_c) и граничных условиях (α) аппроксимировали степенными уравнениями:

$$T_{срм} = f_3(T_{но}, \alpha, \tau, \delta) \quad (4)$$

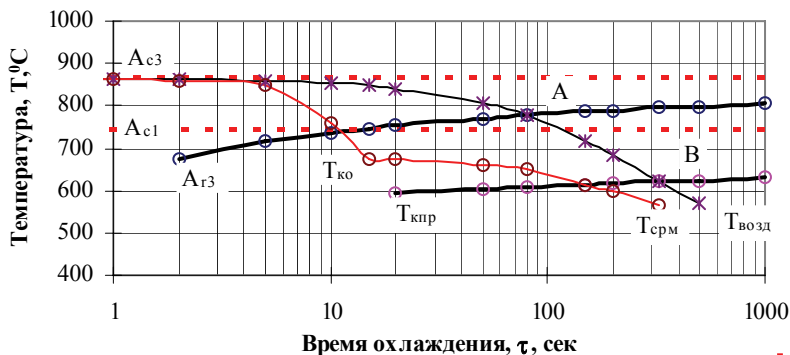


Рис.1. Зависимость температурного интервала превращения аустенита ($Ar_3 - T_{кпр}$) для стали 09Г2С ($A_{c3} = 866^{\circ}\text{C}$) от длительности охлаждения.

На рис.1 приведены расчетные кривые охлаждения листов толщиной 16 мм по двум режимам: прерванного ускоренного охлаждения ($T_{срм}$) в установке УОВТ до $T_{ко} = 680^{\circ}\text{C}$ и охлаждения на воздухе ($T_{возд}$). Точки пересечения (A и B) линии изменения Ar_3 и $T_{кпр}$ с расчетными кривыми охлаждения листа можно определить графически по рис. 1 или аналитически решая системы двух уравнений (2) — (4) и (3) — (4).

После этого, определив координаты точек A(Ar_3 ; τ_1) и B($T_{кпр}$; τ_2), рассчитывали характерную скорость охлаждения V_3 (далее $V_{хар}$) по формуле:

$$V_{хар} = (Ar_3 - T_{кпр}) / (\tau_1 - \tau_2)^{\circ}\text{C}/\text{с}, \quad (5)$$

где $Ar_3 - T_{кпр}$ — интервал температур распада аустенита на феррито – перлитную смесь для анализируемого химического состава и режима ускоренного охлаждения листа; $\tau_1 - \tau_2$ — длительность охлаждения листа в интервале $Ar_3 - T_{кпр}$.

Особенностью такого подхода к определению характерной скорости охлаждения является то, что при одинаковом режиме охлаждения (ДТУ) характерная скорость ($V_{хар}$) может изменяться в зависимости от химического состава упрочняемого проката.

Так для режимов приведенных на рис.1 характерная скорость охлаждения в интервале превращения соответственно будет равна:

$$V_{хар(T_{срм})} = (740 - 605) / (150 - 12) = 1,02^{\circ}\text{C}/\text{с};$$

$$V_{хар(T_{возд})} = (780 - 620) / (240 - 160) = 0,67^{\circ}\text{C}/\text{с}.$$

Характерная скорость охлаждения при экстраполяции $T_{ко}$ до 600°C ($T_{срм}$ в установке УОВТ) при увеличении длительности охлаждения с 15 до 20 с будет равна:

$$V_{\text{хар (Тсрм)}} = (740-600)/(20-12) = 17,5^{\circ}\text{C/с.}$$

Оценка влияния скорости охлаждения на уровень механических свойств листов

По приведенной методике были рассчитаны величины $V_{\text{хар}}$ для листов толщиной 16 мм произведенных на ОАО»МК «Азовсталь» по различным режимам (более 120 партий).

На рис.2 приведен сравнительный анализ влияния скоростей охлаждения рассчитанных для различных температурных интервалов на предел текучести листов из стали 09Г2С.

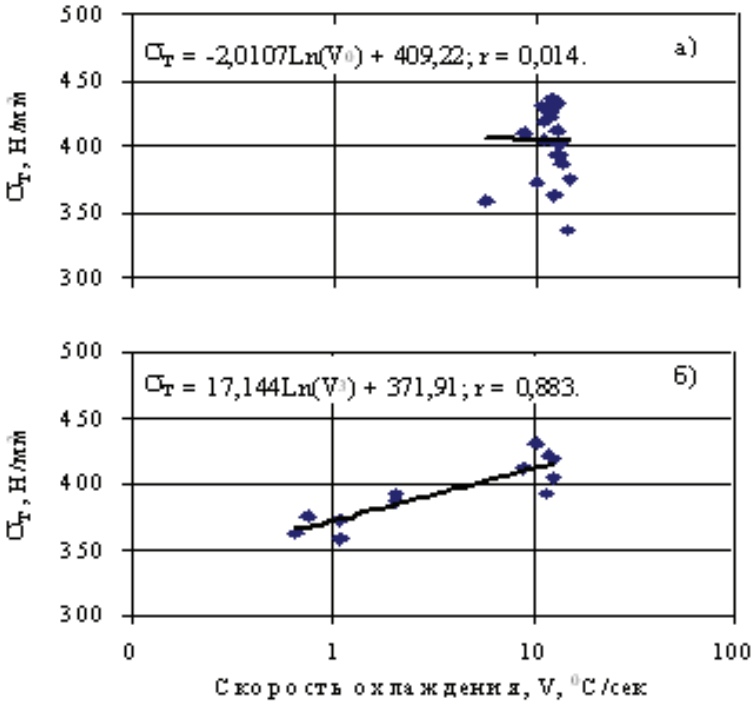


Рис.2. Влияние скоростей охлаждения, определяемых в различных температурных интервалах, на предел текучести листов толщиной 16 мм из Si-Mn стали (09Г2С): а) V_1 — в интервале $T_{\text{но}} - T_{\text{ко}}$; б) $V_{\text{хар}} = V_3$ — в интервале $Ar_3 - T_{\text{кпр}}$.

Из приведенных на рис.2 уравнений парной корреляции видно преимущественное влияние $V_{\text{хар}}$ ($r = 0,883$) в сравнении со скоростью, определяемой во всем интервале охлаждения (V_1) ($r = 0,014$).

Полученные значения $V_{\text{хар}}$ были использованы, как один из дополнительных факторов, при коррекции многофакторных моделей «химия – технология – свойство» полученных ранее [2].

Таблица. Модели зависимости механических свойств от химического состава и скорости охлаждения $V_{\text{хар}}$ листов толщиной 16 мм из стали 09Г2С

Факторы	Коэффициенты модели для:			F-ввода в модель для:		
	$\sigma_T, \text{Н/мм}^2$	$\sigma_B, \text{Н/мм}^2$	$\delta_5, \%$	$\sigma_T, \text{Н/мм}^2$	$\sigma_B, \text{Н/мм}^2$	$\delta_5, \%$
const	1844,856	2687,339	-90,9125	—	—	—
$\ln V_{\text{хар}}$	57,9045	29,70497	-3,20485	48,4851	65,3825	7,4652
$V_{\text{хар}}^0 \text{C/c}$	-7,3072	—	0,55517	12,9172	—	2,9332
$T_{\text{ноз}}, ^\circ\text{C}$	—	0,273523	0,03155	—	6,7277	4,8299
$T_{\text{коз}}, ^\circ\text{C}$	0,20767	0,235611	0,01882	9,2886	8,1857	3,0846
$Ac_1, ^\circ\text{C}$	-2,42496	-3,80321	—	16,0487	24,0259	—
$Ac_3, ^\circ\text{C}$	—	—	0,09371	—	—	5,8687
Mn, %	-84,9257	-478,426	—	3,9440	19,7175	—
Si, %	—	-433,593	-3,6403	—	20,2806	1,6685
P, %	—	—	-133,923	—	—	11,0318
Cr, %	-235,7098	-622,965	—	7,3192	17,7159	—
Ni, %	-108,2509	-465,567	23,1555	3,63059	15,4148	4,4202
Cu, %	—	-408,1264	—	—	14,4774	—
Al, %	—	-486,6698	—	—	3,8197	—
Ti, %	460,627	—	—	2,5067	—	—
N, %	11164,1	—	—	5,6816	—	—
As, %	565,141	-865,2353	—	3,3571	4,6378	—
$\Sigma_{\text{лер}}, \%$	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			

Скорректированные многофакторные модели зависимости механических свойств от химического состава и скорости охлаждения в интервале температур превращения ($V_{\text{хар}}$) для листов толщиной 16 мм приведены в таблице.

Сравнительный анализ полученных моделей с моделями, в которых в качестве фактора использовали скорость во всем интервале ускоренного охлаждения (V_1), показал повышение коэффициентов множественной корреляции с 0,714, 0,721 и 0,671 до 0,873, 0,833 и 0,745 соответственно для σ_T , σ_B и δ_5 .

Из таблицы видно, что значимость фактора $V_{\text{хар}}$, оцениваемая по критерию Фишера (F-ввода), выше значимости элементов химического состава стали в данной выборке плавок.

Следует отметить, что приведенные формулы зависимости температур A_{r3} начала (2) и $T_{\text{кпр}}$ окончания (3) превращения аустенита в феррито-перлитной области можно использовать для расчета характерных скоро-

стей охлаждения и прогнозирования механических свойств по толщине листов из Si–Mn стали типа 09Г2С.

Выводы. При разработке многофакторных корреляционных моделей зависимости механических свойств от химического состава и технологических факторов ДТУ установлено количественное влияние скорости охлаждения в интервале температур ($A_{r3} - T_{кпр}$) распада переохлажденного аустенита, что позволяет эффективно использовать этот технологический фактор для прогнозирования свойств в корреляционных моделях «химия – технология – свойство».

1. *Блантер М.Е.* Фазовые превращения при термической обработке стали // М.: Металлургиздат, 1962. – 269с. с илл.
2. *Исследование структурной анизотропии и механических свойств толстолистового проката с применением компьютерного моделирования.* / В.И.Спиваков, А.В.Ноговицын, А.В.Богачева и др. // *Металлургическая и горнорудная промышленность.* – 2001. – № 1. – С.47–49.
3. *Спиваков В.И., Орлов Э.А., Шнак Е.А.* Влияние скоростей охлаждения на структурообразование в толстых листах из Si–Mn стали. // «Строительство, материаловедение, машиностроение». Сб.научн.тр. Серия «Стародубовские чтения». Минобразования и науки Украины. – 2003. – Вып.12.. – с.5.
4. *Винокур Б.Б., Пилушенко В.Л., Касаткин О.Г.* Структура конструкционной легированной стали. – М.: Металлургия, 1983. – 216 с.
5. *Пилушенко В.Л., Ноговицын А.В.* Феноменологическая модель механических свойств проката из низкоуглеродистой и низколегированной стали. // «Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии». – Киев: Наукова думка, 1995. – С.206–219.
6. *Liska S., Wzniak J.* Kovove materialy. Bratislava, 1982. – t. 20. – № 5. – с.562–571.
7. *Спиваков В.И., Орлов Э.А.* Исследование влияния деформационно – термических параметров асимметричного охлаждения на плоскостность, микроструктуру и механические свойства листов из Si–Mn сталей. // «Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии». – Вып.4. – Киев: Наукова думка, 2002. – С.75.

*Статья рекомендована к печати
докт.техн.наук, проф. И.Г.Узловым*