

Реологічні властивості сталі при валковому розливанні-прокатуванні

О. В. Ноговіцин, доктор технічних наук
А. С. Дядюра, І. Р. Баранов

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

Проаналізовані реологічні властивості сталі в рідкому, рідко-твердому та твердому станах при валковому розливанні-прокатуванні. На основі експериментальних даних ФТІМС НАН України отримані залежності границі текучості для вуглецевих і легованих сталей в мало досліджуваному інтервалі температур вище $0,8 T_{лр}$, включаючи солідус та рідко-твердий двофазний стан сталі. В поєднанні з відомими дослідженнями в'язкості рідкої сталі, опором деформації твердого металу, отримані залежності досить повно описують реологію сталей при ливарно-деформаційних процесах.

Процес отримання смуги у валковому ливарно-прокатному агрегаті є досить своєрідним. Суміщення одночасно двох процесів: кристалізації рідкого розплаву і гарячої прокатки затверділого металу в одну операцію, дало можливість отримати одну з найбільш ефективних технологій для отримання тонкого листового прокату, що дозволило знизити капіталовкладення та експлуатаційні витрати.

При вході валків в ванну рідкого металу охолоджувальний інструмент контактує з розплавом, перегрітим вище температури ліквідус (T_L). При досягненні розплавом температури солідус (T_S) на поверхні валка утворюється суцільна кірка затверділого металу. До точки зімкнення твердих кірок між ізолініями температур ліквідус і солідус метал перебуває в напіврідкому стані. Нижче точки зімкнення твердих кірок відбувається деформація твердого металу.

Для математичного моделювання поведінки металу при валковому розливанні необхідно вибрати реологічні моделі для гарячого металу в рідкому, рідко-твердому та твердому станах.

При моделюванні течії рідкого металу маємо справу з в'язким середовищем, в якому напруження зсуву τ залежить від швидкості зсуву $\dot{\gamma}$, а константою пропорційності є коефіцієнт динамічної в'язкості η :

$$\tau = \eta \cdot \dot{\gamma}. \quad (1)$$

Дослідженню в'язкості рідких металів присвячено досить багато робіт, проаналізованих в [1]. Помічена обернена залежність динамічної в'язкості від температури розплаву. Наприклад, для заліза приведена формула

$$\ln \eta = 11,429 - 45,51 \cdot 10^3 / T + 48,96 \cdot 10^6 / T^2, \quad (2)$$

де $\eta \cdot 10^2$ г/(см·с), T – температура в градусах Кельвіна.

Кінематична в'язкість легованих сталей в інтервалі температур 1470 – 1580 °С за даними роботи [2] знижується від 6,0 – 8,3·10⁻⁷ до 5,2 – 6,6·10⁻⁷ м²/с. При густині рідкої сталі 7200 кг/м³ динамічна в'язкість буде змінюватись в діапазоні від 0,0043 – 0,006 до 0,0037 – 0,0048 кг/(м·с).

При моделюванні процесів гарячої деформації опір деформації визначають при випробуванні зразків на розтяг або стиск при параметрах, що відповідають реальним процесам обробки тиском. Аналіз методів визначення опору деформації представлено в роботі [3]. Широкі дослідження опору деформації сталей проведені в НДІМ (Росія) під керівництвом Л. В. Андреюка [4]. Для визначення опору деформації запропонована залежність:

$$\sigma_T = S\sigma_{од}\dot{\epsilon}^a(10\epsilon)^b\left(\frac{T}{1000}\right)^c, \quad (3)$$

де S , $\sigma_{од}$, a , b , c – числа, що визначають для кожної марки сталі по її хімічному складу.

Параметри досліджень опору деформації для побудови залежності (3) знаходились в діапазоні: $\dot{\epsilon} = 0,01 - 150 \text{ с}^{-1}$; $\epsilon = 0,05 - 0,3$; $t = 800 - 1300 \text{ }^\circ\text{C}$.

Дані щодо властивостей сталі при температурах близьких до температури солідуса і вище (в двофазній рідко-твердій зоні) наводяться лише в окремих роботах [5].

В Фізико-технологічному інституті металів та сплавів НАН України виконані дослідження механічних властивостей характерних представників низьковуглецевих (армко), вуглецевих (ст.45), низьколегованих (09Г2С), середньо легованих (22ХЗМ, 12ХНЗА) і високолегованих (08Х18Н10Т) сталей при температурах від 1000 до 1500 °С. Дослідження проведено на установці ИМАШ20-78. Для визначення температур ліквідуса і солідуса кожної досліджуваної сталі використаний метод диференціального термічного аналізу на дериватографі Q1500D. Механічні властивості ($\sigma_{0,2}$, σ_B , δ , ψ) визначали при випробуваннях на розрив зразків квадратного перерізу 5 x 5 мм. Швидкість деформації ($\dot{\epsilon}$) складала 4·10⁻² с⁻¹. Нагрів зразків проводили за допомогою пластинчастого молібденового нагрівача, на якому розміщували зразок досліджуваної сталі. Отримані дані були представлені в роботі [6]. Хімічний склад сталей наведено в таблиці.

Однак ці дані не були математично оброблені як для твердого, так і для твердо-рідкого стану металу, що не дозволяє їх використовувати при математичному моделюванні валкового розливання та інших процесів безперервного лиття. У даній роботі зроблено спробу представити наведені дані у вигляді математичних залежностей границі текучості від температури і хімічного складу сталі.

Аналіз показав, що у сталі з вмістом вуглецю 0,02 % (армко-залізо) градієнт зниження границі текучості зі зростанням температури пов'язаний з фазовими перетвореннями. Першим фазовим перетворенням, яке відбулося при нагріві вище 1000 °С, є перехід аустеніту в ферит у діапазоні температур

Плавлення і кристалізація

Хімічний склад досліджених сталей [6]

Номер	Марка сталі	Хімічний склад, % (по масі)			
		C	Si	Mn	Ni
0	армко	0,02	0,02	0,13	0,01
1	17ГСЛ	0,17	0,54	1,40	0,01
2	20ГСН	0,21	0,78	1,15	0,58
3	17Г2АФЛ	0,18	0,46	1,56	0,01
4	09Г2С	0,09	0,64	1,45	0,01
5	22Х3М	0,22	0,28	1,45	0,01
6	45ХНМФЛ	0,46	0,29	0,66	0,96
7	20Л	0,17	0,36	0,54	0,01
8	55Л	0,55	0,35	0,50	0,01
9	ШХ15	1,03	0,30	0,31	0,01
10	12ХНЗА	0,13	0,34	0,57	2,91
11	10ГН2МФА	0,10	0,28	0,86	2,16
12	15Х1М1ФЛ	0,16	0,32	0,78	0,01
13	9Х2МФ	0,90	0,32	0,30	0,01
14	Х28Л	0,05	0,72	0,63	0,01
15	09Х16НЧ	0,10	0,55	0,46	4,23
16	Х18Н10ТЛ	0,07	0,86	1,30	10,23

1375 – 1400 °С (рис. 1 а). В цьому перетворенні границя текучості різко знижується. При подальшому підвищенні температури до температури солідус (1515 °С) зниження границі текучості сповільнюється, а при температурах вище солідуса границя текучості різко падає, що пов'язано із утворенням рідкої фази в сталі.

Для низьковуглецевих та низьколегованих сталей (09Г2С) із вмістом вуглецю $\leq 0,10$ % також притаманні два фазових перетворення: перетворення аустеніту в ферит в діапазоні температур 1440 – 1485 °С і утворення рідкої фази при $T > 1485$ °С. Однак різниця температур цих фазових перетворень дуже мала і майже відсутня, тому перше перетворення переходить в друге, накладаючись одне на одне (рис. 1 б).

Границя текучості високолегованих низьковуглецевих сталей (09Х16Н4Б, Х28,08Х18Н10Т) до температури солідус монотонно знижується з незначним градієнтом, а при температурі вище T_s – різко знижується (рис. 1 в).

Температура солідус для сталей зі збільшенням ступеня легування знижується від 1419 до 1350 °С. Аналогічний характер має залежність границі текучості від температури для середньолегованих сталей.

Границя текучості високовуглецевих сталей (9Х2МФ, ШХ15) внаслідок знижених температур солідусу (1300 і 1250 °С відповідно) різко падає при відносно низьких температурах.

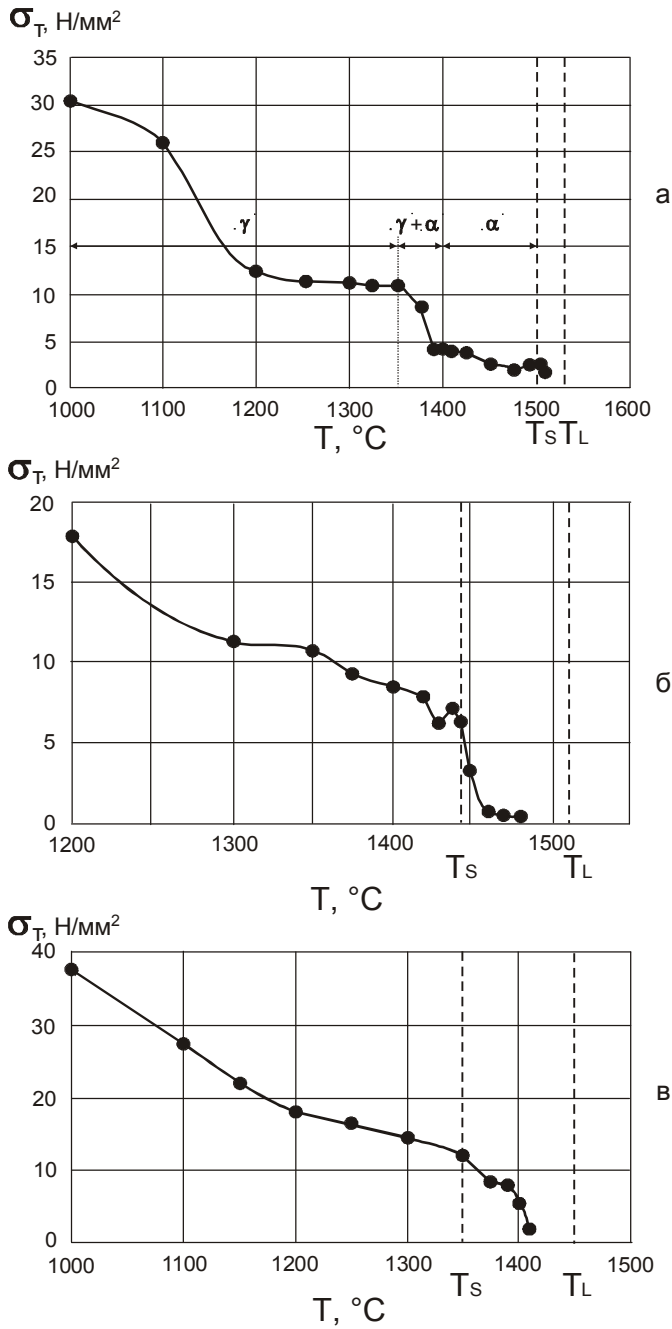


Рис. 1. Залежність границі текучості армко-заліза (а), сталі 09Г2С (б), та сталі X18Н10ТЛ (в) від температури.

Зіставлення значень опору деформації, розрахованих за формулою (3) з урахуванням впливу хімічного складу сталі на коефіцієнти S , $\sigma_{од}$, a , b , c за формулами, наведеними в роботі [4], при значеннях параметрів деформації $\dot{\epsilon} = 0,04 \text{ c}^{-1}$, $\epsilon = 0,002$ (умови випробування зразків на установці ИМАШ20-78)

Плавлення і кристалізація

показали, що має місце певний збіг результатів для сталей, що мають відносно невисокі значення опору деформації. Проте для високолегованих сталей формула (3) надавала підвищені значення, наприклад, для сталі X18H10T вона перевищувала експериментальні у два рази. Таку невідповідність ми пояснили тим, що мінімальна ступінь деформації для обробки результатів експерименту на пластометрі в роботі [4] дорівнювала 5 %, тоді, як при випробуваннях на розтяг, границю текучості визначали при ступені пластичної деформації 0,02 %. Екстраполяція формули (3) в діапазон малих деформацій (< 5 %) може призводити до великих похибок для сталей, що мають високий вміст легуючих елементів. На рис. 2 наведені розрахункові криві $\sigma(\varepsilon)$ (суцільні лінії) в інтервалі деформації 0,02 – 10 % при температурі 1200 °С для сталей 09Г2С та X18H10Т. Відрізки кривих в діапазоні деформацій 0,02 – 5,00 % (пунктирні лінії) з'єднують експериментальні значення границі текучості при випробуваннях на розтяг з розрахунковим значенням опору деформації при $\varepsilon = 5$ %. Це свідчить про те, що формула (3) не призначена для розрахунку границі текучості при статичних випробуваннях високолегованих сталей.

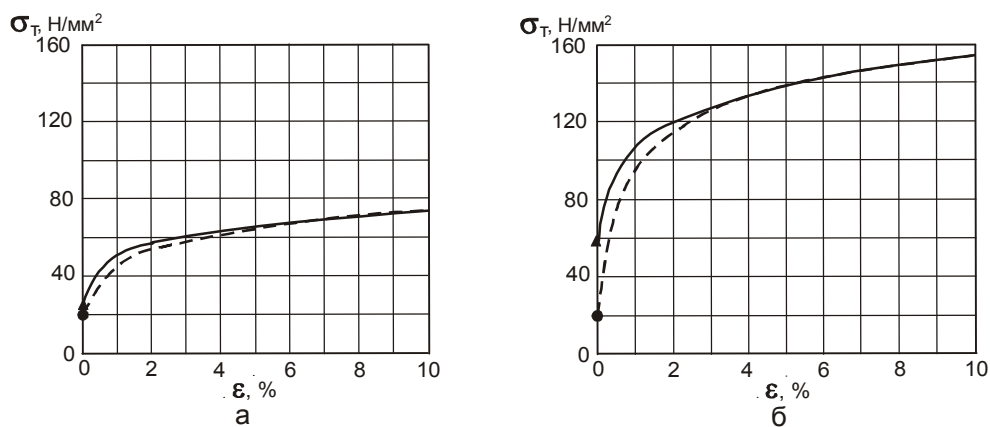


Рис. 2. Зміна границі текучості сталі 09Г2С (а) і сталі X18H10Т(б) від ступеня деформації при температурі 1200 °С і швидкості деформації $\dot{\varepsilon} = 0,04 \text{ с}^{-1}$. Суцільна лінія – формула (3), пунктирна – експериментальні дані [6].

Для знаходження формули для розрахунку границі текучості для умов статичних випробувань були оброблені експериментальні дані, наведені в роботі [6]. Отримана наступна залежність:

$$\begin{aligned} \sigma_T = & 94,3 - 0,0627 \cdot T - 4,4 \cdot C - 44,5 \cdot \text{Si}^3 \cdot \text{Mn}^3 - 13,2 \cdot \text{Si}^3 \cdot \text{Mn}^2 + 27,0 \cdot \text{Si}^3 \cdot \text{Mn} + \\ & + 2,9 \cdot \text{Si}^3 + 9,5 \cdot \text{Si}^2 \cdot \text{Mn}^3 - 0,6 \cdot \text{Si}^2 \cdot \text{Mn}^2 - 5,8 \cdot \text{Si}^2 \cdot \text{Mn} + 0,6 \cdot \text{Si}^2 + 30,2 \cdot \text{Si} \cdot \text{Mn}^3 + \\ & + 0,9 \cdot \text{Si} \cdot \text{Mn}^2 - 18,3 \cdot \text{Si} \cdot \text{Mn} + 1,4 \cdot \text{Si} + 3,2 \cdot \text{Mn}^3 + 0,1 \cdot \text{Mn}^2 - 1,9 \cdot \text{Mn} - 10,5 \cdot \text{Ni}^2 + \\ & + 7,9 \cdot \text{Ni}, \end{aligned} \quad (4)$$

де T – температура, °С, C , Si , Mn , Ni – вміст в сталі вуглецю, кремнію, марганцю, нікелю, %.

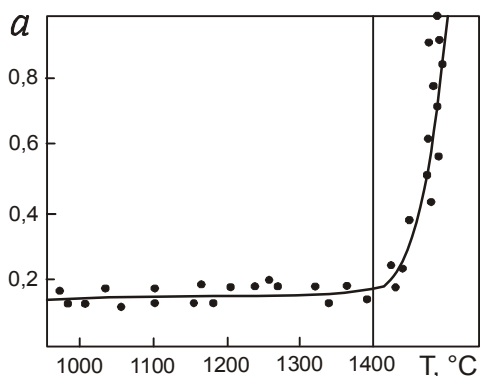


Рис. 3. Залежність показника a в формулі (3) від температури сталі 45 [5].

Границя текучості при температурі вище T_s починає різко спадати і формули (3) і (4) перестають працювати. Зокрема, в роботі [5] для сталі 45 встановлено, що показник a в формулі (3) для розрахунку опору деформації при температурах, які перевищують T_s , починає швидко зростати (рис. 3), що трактується авторами роботи [5] підвищенням в'язких властивостей сталі в зв'язку з появою в сталі рідкої фази.

Для побудови залежності границі текучості сталі в інтервалі температур $T_s \leq T \leq T_L$ (σ_T') використовували безрозмірну змінну $\bar{T} = \frac{T_L - T}{T_L - T_s}$, яка у вказаному інтервалі температур має значення від 1 до 0. За відомою гіпотезою [7] значення \bar{T} відповідає частці твердої фази в сталі при температурі T . Аналіз експериментальних даних (рис. 4) показав, що в якості залежності границі текучості від \bar{T} можна застосувати степеневу функцію:

$$\sigma_T = \sigma(T_s) \cdot \bar{T}^n, \quad (5)$$

де $\sigma(T_s)$ – опір деформації при температурі солідус T_s .

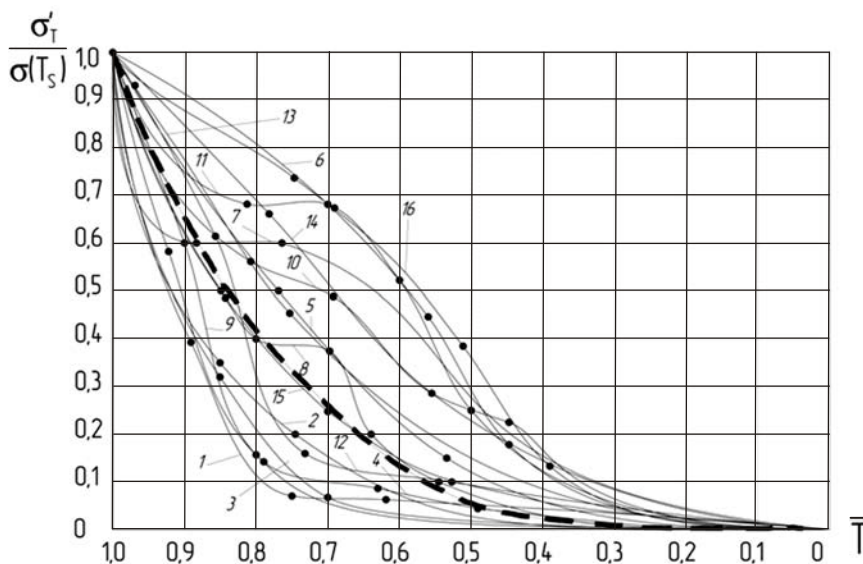


Рис. 4. Залежність значення $\frac{\sigma_T}{\sigma(T_s)}$ від температури \bar{T} ● — експеримент [6], номери біля кривих відповідають номеру сталі в таблиці; --- — розрахунок за формулою (5).

Статистична обробка експериментальних даних 16 марок сталей показала, що при $n = 4$ абсолютна похибка за формулою (5) складає $1,09 \text{ Н/мм}^2$.

Таким чином, зміни таких реологічних властивостей сталей, як границя текучості, пов'язані при підвищенні температури з фазовими перетвореннями в металі. На основі експериментальних даних ФТІМС НАН України отримані математичні залежності границі текучості для вуглецевих і легированих сталей в твердому та твердо-рідкому станах. В поєднанні з відомими дослідженнями в'язкості рідкої сталі та опору деформації твердого металу ці залежності достатньо повно описують реологію сталей при ливарно-деформаційних процесах. Зокрема це дозволить проводити математичне моделювання гідродинаміки і деформації металу при безперервному розливанні-прокатуванні сталевих стрічок у валкових ливарно-прокатних агрегатах.

Література

1. Шпильрайн Э.Э., Фомин В.А., Сквородько С.Н. Исследование вязкости жидких металлов. – М.: Наука. – 1983. – 247 с.
2. Чикова О.А., Цепелев В.С., Вьюхин В.В. Влияние дефектов на вязкость жидких сталей 9Х2МФ и 75Х3МФ // Изв. вузов. Черн. металлургия. – 2013. – № 9. – С. 53 – 56.
3. Коновалов Ю.В., Остапенко А.П., Пономарев В.И. Расчет параметров листовой прокатки. – М.: Металлургия, 1986. – 430 с.
4. Андреюк Л.В., Тюленев Г.Г., Прицкер Б.С. // Сталь. – 1972. – № 6. – С. 522 – 523.
5. Бровман М.Я., Николаев В.А., Полухин В.П. Сопротивление пластической деформации с тали в процес се валковой бесслитковой прокатки // Металлы. – 2007. – № 4. – С. 39 – 43.
6. Скок Ю.Я. Механические свойства стали при температурах вблизи солидуса. – Препринт. – Киев: Институт проблем литья АН Украины, 1983. – 66 с.
7. Ольшанский В.М., Коваль Н.П., Сью Т.Я. Математическое моделирование процесса затвердевания непрерывнолитых заготовок // Металлургическая теплотехника. – 1999. – № 2. – С. 188 – 191.

Одержано 29.05.14

А. В. Ноговицын, А. С. Дядюра, И. Р. Баранов

Реологические свойства стали при валковой разливке-прокатке

Резюме

Проанализированы реологические свойства стали в жидком, жидко – твердом и твердом состояниях при валковой разливке – прокатке. На основе экспериментальных данных ФТІМС НАН Украины получены зависимости предела текучести для углеродистых и легированных сталей в мало исследованном интервале температур выше $0,8 T_{пл}$, включая солидус и жидко-твердое двухфазное состояние стали. В сочетании с известными исследованиями вязкости жидкой стали, сопротивления деформации твердого металла, полученные зависимости достаточно полно описывают реологию сталей при литейно-деформационных процессах.

O. V. Nogovitsyn, A. S. Dyadyura, I. R. Baranov

Rheological properties of steel at roll casting-rolling

Summary

The rheological properties of steel in liquid, liqui-solid and solid states at roll casting – rolling were analyzed. Based on the experimental data PTIMA (Ukraine) were obtained according to the yield strength for carbon and alloyed steels in the lowstudied interval of temperatures – above $0.8 T_m$, including the solidus and liquid-solid two-phase state of steel. In combination with known researches of liquid steel viscosity, resistance of deformation of the solid metal, the received dependences rather fully describe a rheology of steel at foundry-deformation processes.

УДК 620.1:66.017:669.14

Фазові і структурні перетворення при кристалізації розплаву Fe – W – C

О. В. Мовчан, кандидат технічних наук

А. П. Бачурін, кандидат технічних наук

К. О. Чорноіваненко, кандидат технічних наук

Національна металургійна академія України, Дніпропетровськ

Досліджено механізми фазових і структурних перетворень, що здійснюються при ізотермічному зневуглецюванні розплаву Fe – W – C. Методом геометричної термодинаміки та металографічним аналізом встановлено евтектичне перетворення $l \rightarrow \gamma + M_6C$, що супроводжується дифузійним перерозподілом карбідоутворюючого елемента перед фронтом кристалізації.

При дифузійній зміні концентрації вуглецю в сплавах системи Fe – Me – C можливе протікання багатofазних перетворень за умови, що на ізотермічному перерізі потрібної діаграми стану присутня трифазна область, обмежена конодним трикутником. Наприклад, навуглецювання феритних сплавів заліза з карбідоутворюючими α -стабілізаторами (вольфрам, молібден, хром, ванадій, титан) викликає перебіг трифазної реакції $\alpha \rightarrow \gamma + \text{карбід}$ [1 – 2]. В результаті формується евтектоїдна структура, яка складається з аустеніту або продукту його перетворення і спеціального карбіду. Від класичного евтектоїда дані структури відрізняє те, що їх утворення стимулюється не зміною температури, а зміною концентрації вуглецю. Встановлено, що при зневуглецюванні зазначена реакція протікає в зворотному напрямку за перитектоїдним механізмом [3]. При ізотермічному зневуглецюванні високовуглецевого розплаву системи Fe – C – карбідоутворюючий елемент можлива кристалізація з утворенням аустеніту і карбіду подібно евтектичному