

С.В.Бобырь, Е.Е.Нефедьева, М.Ф.Евсюков

ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВО-СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ИНСТРУМЕНТА ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ

Институт черной металлургии НАН Украины

Выявлены особенности фазово-структурных превращений хромистых сталей при охлаждении. Построена термокинетическая диаграмма распада переохлаждённого аустенита стали 17X5MA. Установлено, что температурный интервал распада аустенита на бейнит совпадает с температурным интервалом распада аустенита на мартенсит при больших скоростях охлаждения.

Ключевые слова: хромистые стали, охлаждение, аустенит, диаграмма распада

Введение. Постановка задачи. В области термической обработки улучшение технологических процессов возможны только при условии достаточно полного представления об основных характеристиках и особенностях обрабатываемых сплавов. Особенно важное значение имеют сведения о кинетике превращения переохлажденного аустенита, на основании которых решаются вопросы прокаливаемости, режимов термической обработки и механических свойств крупных деталей. Известно, что кинетика превращений переохлажденного аустенита зависит от большого числа факторов. Например, изменение химического состава стали, условия выплавки, разливки и раскисления, применяемая температура нагрева влияют на кинетику его превращения [1]. В связи с этим возникает необходимость в установлении особенностей фазово-структурных превращений хромистых сталей в процессе охлаждения, с целью усовершенствования режимов их термической обработки.

Материал и методика исследований. В работе проведены исследования особенностей фазово-структурных превращений в хромистых сталях при перитектической кристаллизации и последующем охлаждении. Материалом исследований были образцы хромистых сталей 12X5MA, 17X5MA и 25X2M1Ф, используемых для изготовления инструмента горячей деформации (табл.1).

Таблица 1. Химический состав исследованных сталей

№ п/п	Сталь	Содержание элементов, % масс.							
		C	Si	Mn	Cr	Ni	V	Ti	Mo
1	12X5MA	0,10	0,29	0,27	5,01	0,14	0,058	0,016	0,43
2	17X5MA	0,18	0,34	0,42	3,76	0,33	0,006	0,008	0,42
3	25X2M1Ф	0,21	0,11	0,25	2,21	0,22	0,31	-	0,92

Образцы выплавлялись в лабораторных условиях в печи Таммана, охлаждение осуществлялось в интервале температур кристаллизации с одинаковой скоростью порядка $1,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Дендритную структуру сталей выявляли травлением в горячем растворе пикрата натрия. Металлографические исследования выполнены на микроскоп «Axiovert 200 M MAT» производства фирмы «Carl Zeiss», количественный анализ выполнен в программе «AxioVision 4.6.3». Определение металлографических характеристик производили на поперечных шлифах. Критические точки стали 17X5MA определяли на dilatометре МД-83 конструкции Института черной металлургии.

Результаты исследований. При охлаждении структурообразование в сталях, содержащих до 0,5% С, начинается с кристаллизации δ -феррита, а свыше 0,5% С – с аустенита. При температуре соответствующей перитектической горизонтали HJB вместе сосуществуют жидкость (L) и δ -феррит. Затвердевание сталей 12X5MA и 25X2M1Ф начинается с кристаллизации δ -феррита, т.к. содержание углерода в них до 0,5 %. Вначале затвердевания дендриты δ -феррита растут с большой скоростью, затем в результате оттеснения в жидкость ферритостабилизирующих элементов таких как хром, кремний, ванадий, титан скорость образования замедляется. При охлаждении ниже 1210°C начинается перитектическая реакция образования аустенита из δ -феррита и жидкости.

Согласно диаграмме Fe–C сталь 12X5MA соответствует доперитектической (0,10–0,16 % C) фазовой области кристаллизации, а сталь 25X2M1Ф соответствует заперитектической (0,16–0,5 % C) фазовой области кристаллизации. При переохлаждении ниже перитектической температуры начинается перитектическое превращение $L_{\text{ост}} + \delta\text{-Fe} \rightarrow \gamma\text{-Fe}$, которое осуществляется за счёт кристаллизации аустенита из жидкости $L_{\text{ост}} \rightarrow \gamma\text{-Fe}$ и полиморфного $\delta\text{-Fe} \rightarrow \gamma\text{-Fe}$ превращения. После кристаллизации структура всех сталей аустенитная. В работах [2,3] показано, что в доперитектических сплавах в формировании аустенитной структуры основную роль играет полиморфное $\delta\text{-Fe} \rightarrow \gamma\text{-Fe}$ превращение, в заперитектических сплавах – $L_{\text{ост}} \rightarrow \gamma\text{-Fe}$.

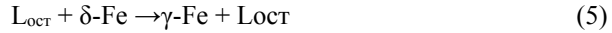
Отличительной особенностью перитектической реакции в Fe–C–Cr сплавах является близость химического состава исходного δ -феррита и образующегося аустенита. В доперитектических сталях (0,10–0,16% C), к которым относится 12X5MA, свыше 65% аустенита образуется по полиморфному механизму. Затвердевание стали с образованием аустенитной структуры осуществляется по реакциям:



Остаточной жидкости в этих сплавах мало. Она является обогащённой легирующими элементами и вязкой, а также сосредоточена в каналах, которые находятся под высокими напряжениями, созданными

многочисленными границами дендритных зёрен, и не способной быстро передвигаться и «залечивать» пустоты и поры, образующиеся при затвердевании.

Стали 25X2M1Ф и 17X5МА являются заперитектическими (0,16–0,5% С), их аустенитная структура формируется, в основном, за счёт кристаллизации $L_{\text{ост}} \rightarrow \gamma\text{-Fe}$. Следовательно, затвердевание стали происходит по следующим реакциям:



Поскольку остаточной жидкости в данных сплавах много, то распределение легирующих элементов в ней равномерное, она образует почти непрерывные плёнки вокруг дендритов δ -феррита, становится менее вязкой и более подвижной, чем в доперитектических сплавах [4]. Затвердевание сплавов заканчивается полным превращением $\delta\text{-Fe}$ и $L_{\text{ост}}$ в аустенит.

Таким образом, стали 15X5М и 12X5МА являются доперитектическими со склонностью к образованию трещин при кристаллизации. Стали 25X2M1Ф и 17X5МА являются заперитектическими, с меньшей склонностью к образованию кристаллизационных трещин. Это обстоятельство также указывает на целесообразность корректировки состава стали 15X5М и разработки стали 17X5МА.

В процессе нагрева стали 17X5МА при температуре 800-805⁰С начинается фазовое превращение исходной феррито-перлитной структуры с образованием первых зерен аустенита в количестве 1% и более. С повышением температуры печи температура образца за счет поглощения тепла при образовании аустенита повышается незначительно. Так в процессе распада 80-90% феррита температура образца повышается всего до 820⁰С. В процессе дальнейшего нагрева за счет уменьшения фронта распада феррита и выделения тепла температура образца повышается и при температуре 850-855⁰С образуется 100% аустенита. Следовательно, критические точки исследуемой стали 17X5МА равны: $A_{c1} = 800\text{-}805^{\circ}\text{C}$, а $A_{c3} = 850\text{-}855^{\circ}\text{C}$. Полученные результаты хорошо согласуются с литературными и справочными данными с учетом влияния хрома как ферритообразующего элемента. Для стали 15X5М (12X5МА) температуры критических точек равны $A_{c1} = 815^{\circ}\text{C}$, а $A_{c3} = 848^{\circ}\text{C}$ [5]. Из этого следует, что температуры критических точек для исследуемых сталей 12X5МА и 17X5МА имеют близкие значения.

При последующем охлаждении сталей рассматриваемой системы претерпевают $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение. На рис.1 представлен разрез диаграммы состояния системы Fe–C–Cr–Mo с 0,15% С и 0,5% Мо, построенный на основании наших и известных экспериментальных данных [1,5].

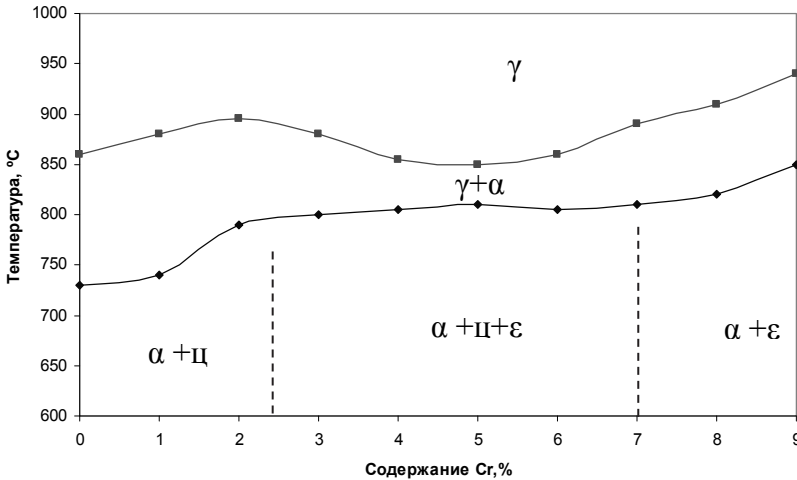


Рис. 1. Политермический разрез диаграммы состояния системы Fe–Cr–Mo с 0,15% С и 0,5% Мо

При содержании хрома 3,0–6,0 %, что отвечает составам сталей 15X5M и 17X5MA, наблюдается самый узкий температурный интервал устойчивости $\gamma+\alpha$ -состояния. При охлаждении ниже температуры 800°C, γ -фаза распадается с образованием феррита и карбидов типа $Me_3C(\text{ц})$ и $Me_7C_3(\epsilon)$. Содержание хрома в изучаемых сталях соответствует тройной области диаграммы $\alpha+\text{ц}+\epsilon$, т.е. стали (12-17)X5MA имеют в своем составе, как цементит, так и специальный карбид.

Низкоуглеродистый аустенит, легированный хромом и молибденом, имеет высокую устойчивость в процессе дальнейшего охлаждения после нагрева по режиму 900°C – 10 мин. В процессе охлаждения на воздухе со скоростью 0,84°C/с аустенит сохраняется до температуры начала мартенситного превращения. Первые участки мартенсита в стали 17X5MA образуются при температуре 480°C. В процессе дальнейшего охлаждения скорость распада аустенита понижается. Максимальная скорость распада аустенита сохраняется при образовании мартенсита до 40% - 50% в процессе охлаждения до 450°C. В процессе дальнейшего охлаждения до 350°C скорость распада переохлажденного аустенита уменьшается. В результате этого образуется только 90-95 % мартенсита. Остаточный аустенит распадается медленно и только после охлаждения до температуры 300°C.

Таким образом, мартенситные точки исследуемой стали с содержанием 0,18% С, 3,76% Cr и 0,42% Mo равны: $M_n = 480^\circ\text{C}$, а $M_k = 300^\circ\text{C}$. Широкий температурный интервал распада низкоуглеродистого аустенита обусловлен, в основном, низким содержанием углерода в стали.

На основании результатов дилатометрических и микроструктурных исследований построена термокинетическая диаграмма распада переохлаждённого аустенита стали 17X5MA (рис.2).

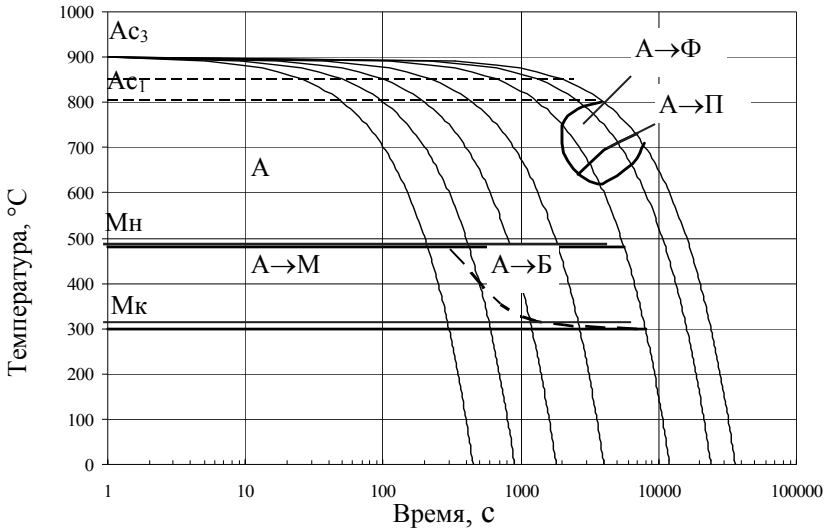


Рис.2. Термокинетическая диаграмма распада переохлаждённого аустенита стали 17X5MA

Установлено, что хром и молибден в низкоуглеродистой стали повышают устойчивость аустенита при распаде по диффузионной кинетике с образованием феррита и перлита. Температурный интервал распада аустенита на бейнит при скорости охлаждения выше верхней критической скорости охлаждения совпадает с температурным интервалом распада аустенита на мартенсит при больших скоростях охлаждения. Микроструктурные исследования показали, что в стали 25X2M1Ф за счет выделения дисперсных карбидов образуется более дисперсный мартенсит.

Карбидообразующие элементы (Cr, V, Ti), присутствующие в анализируемой стали, увеличивают инкубационный период распада переохлаждённого аустенита, сдвигая линии C-образных кривых на диаграммах вправо [6]. Хром, ванадий и титан обуславливают четкое разделение областей перлитного и бейнитного превращения с появлением области повышенной устойчивости аустенита между ними.

Влияние скорости охлаждения в различных средах образцов сталей 17X5MA и 25X2M1Ф от температуры аустенитизации на структуру этих сталей представлено на рис. 3. Металлографический анализ показал, что после закалки в масле микроструктура образцов представляет собой мартенсит разной степени дисперсности и карбиды. В образце стали

25X2M1Ф структура мартенсита более мелкоигольчатая, чем в образце стали 17X5МА (рис.3). Это объясняется тем, что в образце 25X2M1Ф происходит выделение из мартенсита карбидов ванадия и молибдена [7].

17X5МА	25X2M1Ф
охлаждение в масле ($V = 5,0 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$)	
охлаждение на воздухе ($V = 0,84 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$)	
охлаждение с печью ($V = 0,025 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$)	

Рис.3. Микроструктура сталей 17X5МА и 25X2M1Ф после охлаждения в различных средах (температура нагрева образцов $900 \text{ } ^\circ\text{C}$)

После охлаждения на воздухе микроструктура имеет существенные различия. Для стали 17X5МА основной фазой является мартенсит и ~15% бейнита, а для стали 25X2M1Ф мартенсит и ~35% феррита. Присутствие в стали 25X2M1Ф феррита свидетельствует о том, что температура 900°C является недостаточной для проведения процессов аустенитизации и нормализации данной стали.

При замедленном охлаждении с печью в исследуемых образцах формируется феррито-перлитная структура. В микроструктуре стали 25X2M1Ф количество перлитной составляющей больше, чем в стали 17X5МА, что объясняется повышенным содержанием углерода.

Выводы.

1. Изучено влияние химического состава хромистых сталей на кинетику перитектического превращения при их кристаллизации. Показано, что стали 15X5М и 12X5МА являются доперитектическими, а стали 25X2M1Ф и 17X5МА являются заперитектическими.

2. На основании полученных результатов и литературных данных показано, что при содержании хрома в составе сталей 3,0-6,0 % на диаграмме состояния сплавов наблюдается самый узкий температурный интервал устойчивости γ - α -состояния и пониженная температура $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения.

3. Экспериментально установлены критические точки при нагреве стали 17X5MA: $A_{c1} = 800-805^{\circ}\text{C}$, $A_{c3} = 850-855^{\circ}\text{C}$. Температура начала распада аустенита при скорости охлаждения выше критической равна 480°C . При дальнейшем охлаждении до 300°C переохлажденный аустенит распадается с образованием мартенсита.

4. На основании результатов дилатометрических и микроструктурных исследований образцов после различных скоростей охлаждения построена термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали 17X5MA. Показано, что хром и молибден в низкоуглеродистой стали повышают устойчивость аустенита при распаде по диффузионной кинетике с образованием феррита и перлита. Установлено, что температурный интервал распада аустенита на бейнит при скорости охлаждения выше верхней критической совпадает с температурным интервалом распада аустенита на мартенсит при больших скоростях охлаждения.

5. Выполненные исследования позволяют в дальнейшем совершенствовать режим закалки деталей из изучаемых хромистых сталей с учетом их массы и масштабного фактора.

1. *Попов А.А., Попова А.Е.* Справочник термиста: Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. – М.: Машгиз, 1961. – 430 с.
2. *Формирование аустенита в железоуглеродистых сплавах перитектического типа / Г.В.Левченко, А.И.Яценко, Е.Г.Дёмина //* Фундаментальные и прикладные проблемы чёрной металлургии. Сб.научн.трудов ИЧМ НАН Украины. – 2004. – Вып. 7. – С.165–169.
3. *Фазовые превращения и ликвация в низкоуглеродистых конструкционных сталях / А.И.Яценко, Г.В.Левченко, П.Д.Грушко. //* Фундаментальные и прикладные проблемы чёрной металлургии. Сб.научн.трудов ИЧМ НАН Украины.– 1995. – С.191–195.
4. *Перитектическая кристаллизация и качество стальных отливок / Е.Г.Дёмина, Г.В.Левченко, А.И.Яценко //* Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: Сб. научн. тр. ИЧМ НАН Украины. – 2004. – Вып. 8. – С.312-318.
5. *Марочник сталей и сплавов.* Под ред. В.Г. Сорокина. – М.: Машиностроение, 1989. – 639 с.
6. *Гольдштейн М.И., Грачёв С.В., Векслер Ю.Г.* Специальные стали. – М.: Металлургия, 1985. – 408 с.
7. *Гольдштейн Я.Е., Мизин В.Г.* Модифицирование и микролегирование чугуна и стали. – М.: Металлургия, 1986. – 272 с.

*Статья рекомендована к печати
докт.техн.наук, проф. Г.В.Левченко*

С.В.Бобирь, О.Є.Нефедьєва, М.Ф.Євсюков

Особливості фазово-структурних перетворень при охолодженні хромистих сталей для інструменту гарячого деформування

Виявлені особливості фазово-структурних перетворень хромистих сталей при охолодженні. Побудована термокінетична діаграма розпаду переохолодженого аустеніту сталі 17X5MA. Встановлено, що температурний інтервал розпаду аустеніту на бейніт співпадає з температурним інтервалом розпаду аустеніту на мартенсит при великих швидкостях охолодження.

Ключові слова: хромисті сталі, охолодження, аустенит, діаграма розпаду

S.V.Bobyr, E.E.Nefed'eva, M.F.Evsjukov

Features of phase-structural transformations during cooling of chromium steels for a hot deformation tool

The phase-structural transformations features of chromium steels during cooling have been established. The thermokinetic diagram of supercooled austenite decomposition of steel 17X5MA has been plotted. It is established, that the temperature interval of decomposition austenite on bainite coincides with a temperature interval of decomposition austenite on martensite at the large speeds of cooling.

Keywords: chromium steels, cooling, austenite decay diagram