

**Литейное  
материаловедение,  
специальные способы  
литья**

*The developed integral method, which allows not only to determine low content of L-phase in austenitic steels but also to establish the character of its distribution by section of billets, is given.*

Г. В. СНЕЖНОЙ, В. Г. МИЩЕНКО, В. Л. СНЕЖНОЙ, Запорожский национальный университет

УДК 621.74

**ИНТЕГРАЛЬНЫЙ ФИЗИЧЕСКИЙ МЕТОД  
ИДЕНТИФИКАЦИИ  $\alpha$ -ФАЗЫ  
В АУСТЕНИТНЫХ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЯХ**

Многочисленными исследованиями, проведенными известными отечественными и зарубежными учеными, было подтверждено уже устоявшееся мнение о том, что сталь 12X18H10T обладает оптимальным сочетанием свойств для использования в магнийтермическом производстве титановой губки в качестве материала реакторов [1–4]. Однако, следуя общей тенденции по снижению содержания углерода в коррозионностойких сталях, на предприятиях СНГ вынуждены применять для этой цели другую марку стали – X6CrNiTi18-10 (1.4541) производства Thyssen Krupp (Германия),

аналогом которой является сталь 05X18H10T (ГОСТ 5632–72) (табл. 1).

Сопоставление химического состава двух сталей 12X18H10T и 05X18H10T показало, что они отличаются содержанием углерода, титана и меди, а их аналогами в Германии являются соответственно стали X12CrNiTi18-10 и X6CrNiTi18-10 (табл. 1).

Исследование фазового состава, выполненное с помощью расчетов эквивалентов по хрому и никелю, позволило установить, что все четыре исследуемые плавки стали X6CrNiTi18-10 (1.4541), согласно известной структурной диаграмме Шеф-

Таблица 1. Химический состав сталей и плавок

Марка стали	Стандарт	Содержание основных легирующих элементов, мас.%						
		C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Ti
X12CrNiTi18-10	1.4878, EN, Германия	≤0,12	≤1,00	≤2,0	17,0–19,0	9,00–12,00		≤0,80
Аналог 12X18H10T	(ГОСТ 5632-72)	≤0,12	0,80	1,00–2,00	17,0–19,0	9,00–12,00		5·C...0,7
X6CrNiTi18-10, (Thyssen Krupp)	1.4541, Германия	≤0,08	≤1,00	≤2,0	17,0–19,0	9,00–12,00	≤0,30	≤0,80
Аналог 05X18H10T	(ГОСТ 5632-72)	≤0,05	≤0,80	1,0–2,0	17,0–19,0	9,00–12,00		5·C...0,6
Плавка № 1* (430530)	1.4541	0,041	0,37	1,26	17,09	9,07		0,37
Плавка № 2* (430550)	1.4541	0,045	0,41	1,27	17,09	9,07		0,47
Плавка № 3* (431950)	1.4541	0,041	0,36	1,29	17,30	9,07		0,36
Плавка № 4* (437350)	1.4541	0,047	0,41	1,24	17,29	9,11		0,30

\* Химический состав стали X6CrNiTi18-10 получен из сертификатов Thyssen Krupp.



Рис. 1. Микроструктура стали 05X18N10T в состоянии поставки (микротвердость аустенитных сталей Н<sub>д</sub> 558). ×800

флера, являются двухфазными [1]. Содержание феррита в них может составлять 10–15% в отличие от стали X12CrNiTi18-10 (1.4878) – аналога стали 12X18N10T, которая имеет однофазную аустенитную структуру (рис. 1).

Кроме того, металл стали X6CrNiTi18-10 всех четырех плавок в разной степени притягивался магнитом. Это являлось первым подтверждением двухфазной аустенитно-ферритной структуры металла исследуемых плавок, что послужило причиной снижения их коррозионной стойкости.

Восприимчивость к электрохимической коррозии сталей типа 18–10 связана с появлением межкристаллического феррита, который образуется из аустенита под воздействием внутренних напряжений, связанных с искаженностью границ кристаллов. Эти внутренние напряжения играют ту же роль, что и механический наклеп, превращая аустенит в более устойчивый феррит или малоуглеродистый мартенсит.

Кроме того, растворимость углерода в феррите ниже, чем в аустените, в межкристаллитной зоне происходит выделение дисперсных карбидов железа или других элементов, образующих вместе с ферритом структуру, аналогичную трооститу углеродистых

сталей, которая ввиду большой гетерогенности легко подвергается электрохимическому воздействию из-за разности электрохимического потенциала фаз.

В чисто аустенитной стали это не приводит к гетерогенности структуры и сплав остается аустенитным. Однако в двух- и трехфазных сталях в интервале нагрева 400–800 °С происходит выделение углерода в виде карбида железа и хрома или даже в виде свободного углерода. Большая восприимчивость к коррозии пограничных участков может быть объяснена напряжениями, которые создаются в результате такого выделения при обеднении границ хромом.

В свою очередь, гетерогенные структуры, обладая различными электрохимическими потенциалами, и сами при наличии электролита способны подвергаться интенсивному растворению.

Большое значение на изменение физико-механических и химических свойств аустенитных сталей могут оказывать и малые < 1% количества α-фазы, которые трудно регистрировать известными методами.

Существующие методы и приборы дают возможность только приближенно определять α-фазу в аустените, количество которой более 1%.

Разработанный метод позволяет определять малые содержания α-фазы начиная с 0,005%. В работах [5, 6] предлагается установить количество α-фазы с учетом влияния формы, дисперсности и ориентации в аустенитных хромоникелевых сталях в магнитных полях насыщения по формуле:

$$P = \frac{\sigma_m}{\sigma_\alpha} \cdot 100\% = \frac{(\chi - \chi_\infty) \cdot H}{\sigma_\alpha} \cdot 100\%,$$

где  $\sigma_m$  – ферромагнитная составляющая удельной намагниченности насыщения образца;  $\sigma_\alpha$  – удельная намагниченность α-фазы;  $\chi$  – общая удельная магнитная восприимчивость образца;  $\chi_\infty = \chi_p + \chi_0$  – результирующая удельная магнитная восприимчи-

Таблица 2. Химический состав исследуемых плавок

Номер образца	Марка стали	Содержание основных легирующих элементов, мас. %					
		C	Cr	Ni	Ti	Mn	Si
1	10X23N18	0,07	22,95	18,75	–	1,02	0,40
2	10X17N12M2T	0,07	16,50	13,30	0,35	1,56	0,27
3	10X18N12T	0,10	17,90	11,20	0,48	1,35	0,55
4	10X18N10T	0,10	17,01	10,75	0,62	1,48	0,58
5	10X18N10T	0,10	17,50	10,65	0,48	1,26	0,38
6	10X18N10T	0,11	17,25	10,60	0,45	1,10	0,46
7	09X18N9T	0,09	17,90	8,50	0,58	1,46	0,43
8	05X18N10T	0,05	17,64	10,97	0,36	1,52	0,42

Примечание. Образец № 8 взят из заготовки после второго передела.

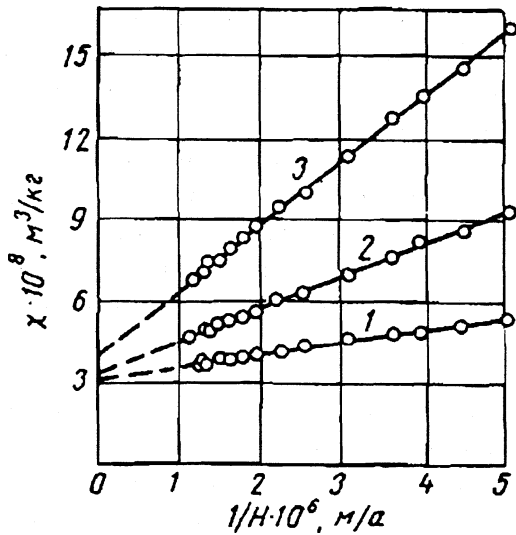


Рис. 2. Зависимость удельной магнитной восприимчивости образцов из разных мест по сечению стали 10X18H10T от обратной напряженности магнитного поля при различных значениях  $P_\alpha$ : 1–3 –  $P_\alpha = 0,043, 0,10$  и  $0,21\%$

вость  $\chi_p$ -парапроцесса и  $\chi_0$ -аустенитной среды образца;  $H$  – напряженность магнитного поля.

Величины  $\chi$  и  $\chi_\infty$  в области полей насыщения определяли экспериментально на магнитометрических весах с униполярно-астатической системой и механико-магнитным зацеплением призмы [6]. Для нахождения  $\sigma_\alpha$  использовали эмпирическо-экспериментальные соотношения Энтина [7], А. П. Гуляева и И. Б. Черненко [8], а также Н. И. Коперсака [9].

Расчеты  $\sigma_\alpha$  по всем формулам дали достаточно хорошее совпадение. Принимали, что среднее значение  $\sigma_\alpha$ , найденное по трем формулам, наиболее близко к истинному. Опыты проводили на образцах, вырезанных из горячекатаной заготовки диаметром 130–150 мм. Состав исследуемых сталей подбирали так, чтобы содержание легирующих

элементов С, Cr, Ti, Mn, Si находилось примерно в одинаковом количестве (табл. 2).

Концентрация никеля изменялась от 18,75 до 8,50%, чем и достигалось различное содержание  $\alpha$ -фазы.

Для исследования стали с малым содержанием  $\alpha$ -фазы использовали заготовки после второго передела, т. е. слиток прокатывали на первичную заготовку, которую подвергали последующему нагреву и повторной прокатке на сортовом стане.

Из кривой экспериментальной зависимости  $\chi = f\left(\frac{1}{H}\right)$  находили значения  $\chi$  и  $\chi_\infty$  методом экстраполяции (рис. 2) и по приведенной формуле определяли количество  $\alpha$ -фазы  $P_\infty$  в образце размером  $2 \times 2 \times 2$  мм, выраженное в объемных процентах.

В табл. 3 приведены полученные результаты, где  $P_\alpha$  и  $P'_\alpha$  – соответственно количество  $\alpha$ -фазы с учетом и без учета влияния намагниченности аустенитной фазы.

Величина  $\chi_\infty$  представляет собой удельную парамагнитную составляющую восприимчивости образцов, а не чистой аустенитной матрицы, так как при определении магнитной восприимчивости использовалась масса образцов в целом (а не масса отдельно аустенита и  $\alpha$ -фазы).

При удельной магнитной восприимчивости стабильного аустенита стали 10X23H18 в связи с отсутствием  $\alpha$ -фазы  $\chi_\infty = \chi_0 = 3,4 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ . Из таблицы видно, что если не учитывать намагниченность аустенитной матрицы при содержании  $\alpha$ -фазы порядка 0,005%, то относительная погрешность составляла  $>1000\%$  и лишь при содержании  $\alpha$ -фазы порядка 3–4% ошибка не превышала 3%.

Таблица 3. Количество  $\alpha$ -фазы, определенное с учетом и без учета намагниченности аустенитной фазы

Номер образца	$\sigma, \text{ А} \cdot \text{ м}^2/\text{ кг}$	$\chi \cdot 10^8, \text{ м}^3/\text{ кг}$	$\chi_0 \cdot 10^8, \text{ м}^3/\text{ кг}$	$(\chi_\infty - \chi_0) \cdot 10^8, \text{ м}^3/\text{ кг}$	Количество $\alpha$ -фазы, %		$P'_\alpha / P_\alpha$
					$P_\alpha$	$P'_\alpha$	
1	10,0	3,40	3,40	0	0,000	0,000	–
2	12,1	3,69	3,43	0,03	0,0058	0,084	14,50
3	11,9	5,6	3,5	0,1	0,049	0,13	2,65
4	12,3	12,8	4,8	1,4	0,18	0,26	1,44
5	12,0	24,6	6,3	2,9	0,42	0,51	1,21
6	10,0	28,0	6,6	3,2	0,49	0,57	1,16
7	12,3	415	95,0	91,6	7,23	7,30	1,01
8	11,9	4,9	3,25	0,05	0,038	0,11	2,90
9	12,3	168	35,4	31,6	3,00	3,08	1,03
10	11,9	205	43,0	39,6	3,76	3,84	1,02

Примечание. Напряженность магнитного поля  $H = 2,77 \cdot 10^5 \text{ А/м}$ .

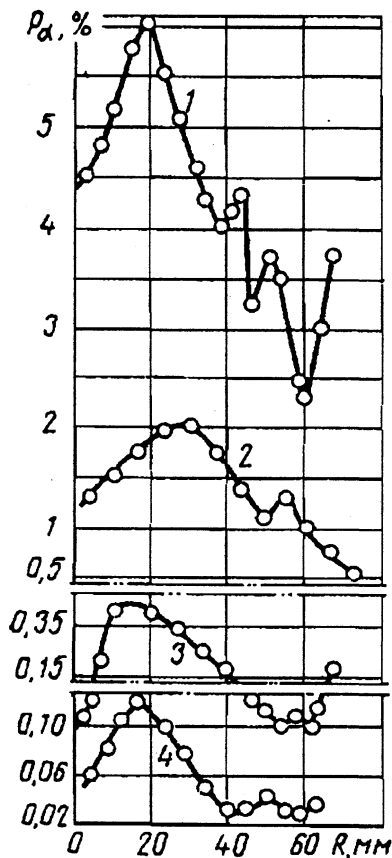


Рис. 3. Распределение количества  $\alpha$ -фазы, об.%, по сечению заготовок

Ферритная фаза в слитках и заготовках стали марки 10X18H10T распределена неравномерно из-за значительной ликвации, свойственной высоколегированным сталям, поэтому для правильной оценки количества  $\alpha$ -фазы в заготовках необходимо установить зону максимального ее значения. Для изучения распределения  $\alpha$ -фазы по сечению заготовок исследовали прокат диаметром 130–150 мм, отличающийся концентрацией никеля (содержание остальных элементов было приблизительно одинаковым).

На рис. 3 показаны результаты распределения количества  $\alpha$ -фазы по сечению заготовок.

Кривые 1–4 соответствуют образцам 5–8 (см. табл. 2). Характер распределения  $\alpha$ -фазы по сечению на заготовках второго передела (кривая 4) оказался аналогичным распределению на заготовках первого передела (кривые 1–3). Другими известными способами и приборами такой характер распределения  $\alpha$ -фазы в заготовке получить не удалось.

Таким образом, разработанный интегральный метод позволяет определить не только низкое содержание  $\alpha$ -фазы в аустенитных сталях, но и установить характер ее распределения по сечению заготовок.

### Литература

1. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справ.: В 3-х т. Т. 3. Кн. 1 / Под общ. ред. Н. П. Лякишева. М.: Машиностроение, 2000.
2. Гармата В. А., Петрунько А. Н., Галицкий Н. В. и др. Титан. М.: Metallurgy, 1983.
3. Фоптана М. Г. «Corrosion engineering» Mc Graw-Hill Book Company, Third Edition. 1986.
4. Капитан А. В. Механизмы разрушения материалов реторт при магнетермическом производстве губчатого титана / А. В. Капитан, С. В. Твердохлеб, В. Г. Мищенко и др.: Сб. докл. 4-й Междунар. конф. «Оборудование и технология термической обработки металлов и сплавов». Харьков: ННЦХФТИ, ИПЦ «Контраст», 2003. С. 51–58.
5. Влияние магнитного момента парамагнитной матрицы на определение низких содержаний  $\alpha$ -фазы в аустенитных сталях / В. Л. Снежной, Ф. Д. Мирошниченко, В. Г. Каниболоцкий, Г. А. Охромий // ФММ. 1970. Т. 30. Вып. 2. С. 363–366.
6. Мирошниченко Ф. Д., Снежной В. Л. Приборостроение // Межведом. науч.-техн. сб. № 2. Киев: Изд-во «Техника», 1988.
7. Энтин С. Д. Новые методы химического и фазового анализа металлов // Тр. ЦНИИТМАШ. 1964. № 41.
8. Гуляев А. П., Черненко И. Б. Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov. 1957. № 5. С. 15–17.
9. Коперсак Н. И. Автоматическая сварка. 1959. № 1 (70). С. 43–48.