

**ВЛИЯНИЕ ТЕРМО-ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПАРАМЕТРОВ НА
ПОЛОЖЕНИЕ КРИТИЧЕСКИХ ТОЧЕК И СТРУКТУРУ СТАЛЕЙ
ТИПА Cr13**

**Л. Н. Дейнеко^{*}, д.т.н., проф., О. Е. Силантьева^{*},
С. Ф. Соколов^{**}, Ю. А. Безобразов^{**}**

^{}Национальная металлургическая академия Украины*

*^{**}Санкт-Петербургский Государственный Политехнический Университет*

1 Постановка проблемы

Стали класса прочности L80 тип Cr13 применяются в промышленности для изготовления труб нефтяного сортамента, работающих в условиях взаимодействия с агрессивными средами.

Согласно международному стандарту (API 5CT) к стали типа L80Cr13 предъявляются следующие требования по механическим свойствам при регламентированном химическом составе: $\sigma_b \geq 655$ МПа, $\sigma_T = 552-655$ МПа, $\delta_5 \geq 15,0$ %.

Для создания рациональной технологической схемы производства из слитка металлопроката или изделий из сталей мартенситного класса типа L80Cr13, необходимо представлять особенности процессов структурообразования при воздействии деформационно-термической обработки на стали такого химического состава.

2 Анализ последних исследований и публикаций

В технической литературе для высокохромистых сталей мартенситного класса существует ограниченное количество изотермических и термокинетических диаграмм, которые существенно отличаются по методикам построения, химическому составу, температурам аустенитизации и, соответственно, по температурно-временным параметрам критических точек и линий области диффузионного распада аустенита (табл. 1).

Анализ существующих диаграмм распада [1-5] сталей типа Cr13 (2X13 или ЭЖ2) и данных справочной литературы показывает, что температуры критических точек A_{C1} , A_{C3} , M_n , M_k существенно различаются для результатов исследований, выполненных различными авторами. Вероятно, это связано с рядом субъективных факторов (химический состав стали, степень диссоциации частиц вторичной фазы при нагреве и изменение концентрации углерода и хрома в аустените, методика эксперимента, используемое оборудование и др.).

Однако до сих пор в литературе отсутствуют данные о влиянии горячей деформации (схема, степень, дробность и температура деформации) на устойчивость аустенита к распаду, а также отличительные черты процессов структурообразования в деформированном металле.

Известно [6], что наличие хрома в стали в количестве до 15% повышает линию α - γ -превращения, точка S диаграммы состояния железо-углерод смещается к концентрации углерода до 0,3% и температуры 840°C, при этом происходит существенное сужение γ -области. Из литературных источников известно также, что для высокохромистых сталей типа Cr13 характерным является большой перепад между температурами критических точек при нагреве и охлаждении (например, $A_{C1}=810^\circ\text{C}$; $A_{T1}=710^\circ\text{C}$; $A_{C3}=900^\circ\text{C}$; $A_{T3}=660^\circ\text{C}$).

Химический состав и критические точки сталей типа Cr13

Маркировка	Хим. состав, %					T _н , °C	A _{c1}	A _{c3}	M _н	Устойч. аустенита в перлитной области, с
	C	Mn	Si	Cr	Ni					
ЭЖ2 [2]	0,19	0,28	0,33	13,34	0,21	980	835	935	400	70
20X13 [3]	0,22	0,44	0,47	13,50	-	1020	810	-	300	1000
20X13 [3]	0,24	0,27	0,37	13,80	0,32	960	820	860	305	-
1X13 [4]	0,13	0,33	0,52	12,5	0,12	1100	800-880	-	-	150
2X13 [5]	0,24	0,27	0,37	13,32	0,32	960	820	-	320	210
Cr13 [6]	-	-	-	-	-	1000	820	870	365	-
Cr13 (эксп)	0,19	0,38	0,34	12,52	0,24	1180	820-880	950 - 970	360	

3 Формулировка целей статьи и методика исследования

В настоящей работе исследовали влияние температурно-временных параметров деформационно-термической обработки на особенности процессов структурообразования в стали L80Cr13, химический состав которой приведен в табл. 1 (7-я строка).

Эксперименты проводились в лаборатории «Исследование и моделирование структуры и свойств металлических материалов» Санкт-Петербургского политехнического университета (г. Санкт-Петербург, Россия) с использованием комплекса Gleeble-3800.

Образцы для эксперимента были изготовлены из прутка (диаметр 16 мм), имеющего феррито-перлитную структуру с равномерно распределенной карбидной фазой. Колонии перлита в структуре исходного металла претерпели существенный распад с дроблением цементитных пластин.

Все образцы поочередно нагревали до 1180°C (температура нагрева под прокатку изделий из стали Cr13 [7]), затем образцы первой партии подстуживали со скоростью 3°C/с до 1000°C и охлаждали с набором скоростей, возрастающих от 1 до 8 (диапазон скоростей – от 0,1°C/с до 50 °C/с). Образцы второй партии подстуживали до 950°C со скоростью 3°C/с, деформировали сжатием (20%; 1,6 с⁻¹), затем проводили второе подстуживание до 880°C со скоростью 3°C/с и деформацию, аналогичную предыдущей. После окончания деформации образцы охлаждали с тем же набором скоростей, что и образцы первой партии.

4 Обсуждение результатов

На протяжении всего эксперимента с помощью дилатометрического датчика фиксировалось изменение геометрии образцов. По этим данным построены термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита стали Cr13 без деформации (рис. 1) и с деформацией (рис. 2) для исследуемой стали.

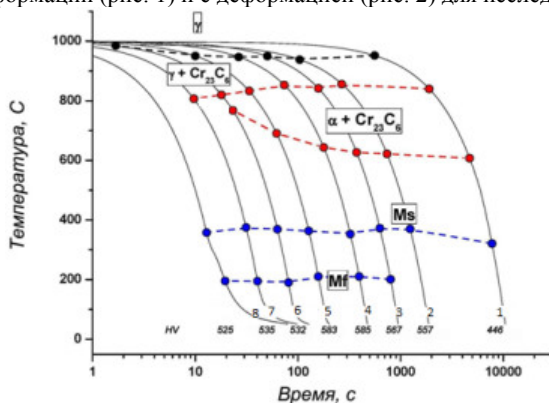


Рис. 1. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали L80Cr13 (химический состав в табл. 1)

Микроструктура деформированных образцов из исследуемой стали более дисперсна по сравнению с микроструктурой недеформированных образцов, и с увеличением скорости охлаждения пластины мартенсита уменьшаются. В образце, охлажденном с наибольшей из исследуемых скоростью, наблюдается гомогенная мелкодисперсная структура с равномерными включениями карбидов.

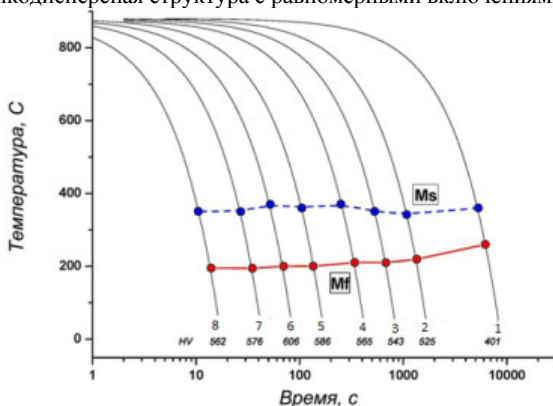


Рис. 2. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали L80Cr13 после горячей деформации (химический состав в табл. 1)

Из анализа диаграмм распада переохлажденного аустенита высокохромистых сталей типа 20-40X13 следует, что при охлаждении недеформированного

аустенита с температур аустенитизации с различными скоростями на диаграмме распада присутствовали области диффузионного распада и необособленные области промежуточного распада аустенита.

При этом на изотермических диаграммах распада переохлажденного аустенита сталей типа 20-40X13 области распада по промежуточному механизму отсутствуют [2, 3].

При выполнении исследований на установке Gleeble-3800 при распаде недеформированного аустенита на термокинетической диаграмме также присутствуют развитые области диффузионного превращения аустенита, а области промежуточного превращения не обнаружено.

При исследовании процесса структурообразования деформированного аустенита при охлаждении с различной интенсивностью не было обнаружено области диффузионного превращения в пределах временной шкалы (2,7 ч).

Исследования по этой методике не позволили обнаружить наличие структур промежуточного типа.

В задачи исследования входило также определение критических степеней деформации для данной марки стали в разных температурных интервалах, результаты этих исследований будут представлены в следующих сообщениях.

5 Выводы

Проведен сравнительный анализ существующих термокинетических диаграмм для сталей типа Cr13 по химическому составу, температурам критических точек и устойчивости аустенита к распаду.

По результатам экспериментов построены термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита для стали типа Cr13 с деформацией и без неё.

Результаты проведенного исследования позволяют получить представление о процессах структурообразования, происходящих в высокохромистых сталях при термо-деформационной обработке

Список использованных источников

1. Превращение аустенита при непрерывном охлаждении стали. Атлас термокинетических диаграмм. Часть II. Изд-во СОАН СССР. 1960.
2. Л.Е. Попова, А.А. Попов. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана. Справочник термиста. 3-е изд., перераб. и доп. - М.: Металлургия, 1991.
3. А.А. Попов, Л.Е. Попова. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. М.-Свердловск: МАШГИЗ, 1961.
4. А.А. Попов, Л.Е. Попова. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. Изд. 2-е, перераб. и доп. М.: Металлургия, 1965.
5. С.М. Битюков и др. Исследование сталей мартенситного класса с 13% хрома, предназначенных для изготовления коррозионно-стойких труб нефтяного сортамента. «Сталь», №2, 2011 г.
6. Э. Гудремон. Специальные стали. Издание 2-е. М.: Металлургия, 1966.
7. Ф.А. Ксендзук, Н.А. Трощенко. Прокатка и отделка полосовой нержавеющей стали. М. Металлургиздат, 1963.