

© Ю.А. Соколовская, В.В. Березовская, 2012 г.
ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет
им. первого Президента России Б.Н. Ельцина»,
г. Екатеринбург
sokolovskaya-yulya@mail.ru

ОСОБЕННОСТИ РАСПАДА ПЕРЕСЫЩЕННОГО γ-ТВЕРДОГО РАСТВОРА Cr-Mn-Mo-СТАЛЕЙ, ЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТОМ (0,8 %N), ПРИ НАГРЕВЕ*

Высокоазотистые аустенитные стали (ВАС) в настоящее время занимают одно из ведущих мест среди высокопрочных коррозионностойких сталей данного класса [1]. Несмотря на высокую термическую и деформационную стабильность аустенита, в определенных условиях обработки эти стали обнаруживают способность к расслоению аустенита с образованием обогащенного и обедненного хромом γ-твердых растворов [2]. Этим создается предпосылка для распада обогащенного γ-твердого раствора с образованием избыточных фаз, среди которых, согласно диаграмме состояния Fe-Cr следует выделить σ-фазу [3], оказывающую негативное влияние на вязкость и коррозионные свойства сталей.

С целью исследования влияния термической обработки на стабильность аустенита сталей 06X18AG19M2 (1) и 07X16AG13M3 (2) образцы были подвергнуты закалке от 950, 1000, 1050, 1100, 1150, 1200 °С; а также закалке от 1150 °С со старением при 500 и 800 °С соответственно 2 и 50 ч. Микроструктура сталей приведена на рис. 1–3. Видно, что аустенит с правильной геометрической формой зерен после рекристаллизации у стали 1 образуется при температурах между 1000 и 1050 °С (рис. 1, б, рис. 1, в), а у стали 2 между 1050 и 1100 °С. При этом средний размер зерна с ростом температуры аустенитизации практически не менялся и составлял 80 и 110 мкм соответственно в 1 и 2 сталях вплоть до 1200 °С. При 1200 °С начинался процесс собирательной рекристаллизации, сопровождающийся ростом зерна (рис. 1, д).

* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 11-03-00065 а, № 10-08-96057-р_урал-а

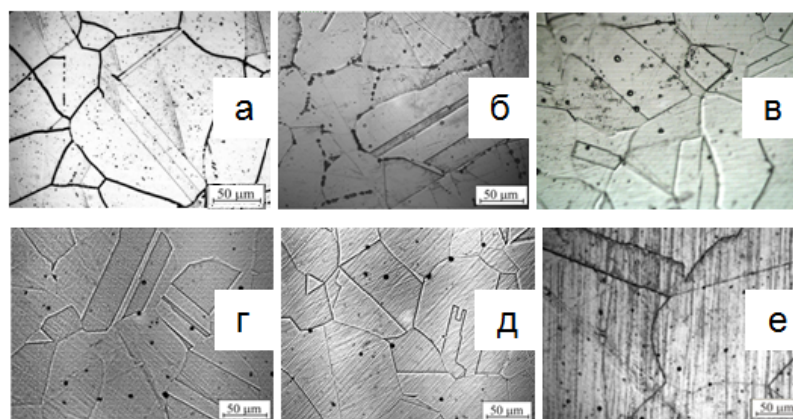


Рис. 1. Микроструктура стали 1 после отжига в течение 1 ч: *а* – при 950; *б* – 1000; *в* – 1050; *г* – 1100; *д* – 1150; *е* – 1200 °С, и закалки

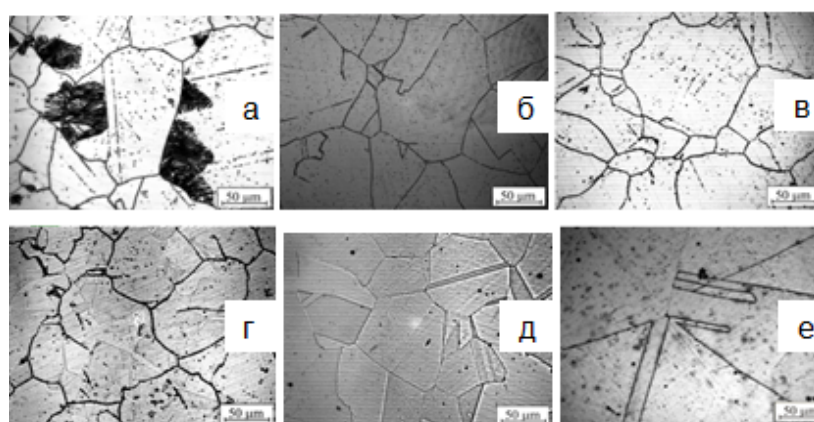


Рис. 2. Микроструктура стали 2 после отжига в течение 1 ч: *а* – при 950; *б* – 1000; *в* – 1050; *г* – 1100; *д* – 1150; *е* – 1200 °С, и закалки

Электронно-микроскопические исследования показали, что, как и в ВАС с никелем [1], аустенит сталей 1 и 2 претерпевает гомогенный распад с образованием изоморфного матрице нитрида CrN (рис. 3, *а*, рис. 3, *б*) как после высокотемпературной обработки при ГД и аустенитизации, так и в процессе старения при 500 °С, проявляясь в большей степени в стали 2. Размер выделений составлял около 4 нм. В обеих сталях старение сопровождалось процессами возврата и полигонизации (рис. 3, *в*, рис. 3, *г*).

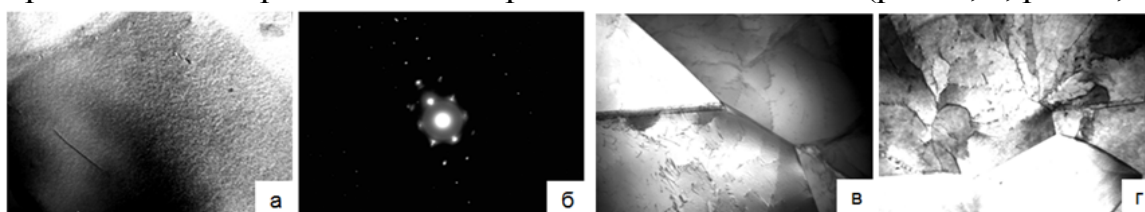


Рис. 3. Гомогенный распад (*а*, *б*) и структура сталей 1 и 2 (*в*, *г*, соответственно) после закалки от 1050 °С и старения при 500 °С, 2 ч

Длительная выдержка (50 ч) сталей при 800 °С привела к расслоению γ -твёрдого раствора на обогащенный и обедненный по прерывистой реакции (рис. 4), что согласуется с работой [1] и диаграммой состояния

системы Fe-Cr-Mn [2]. При этом в большей степени распад протекал в стали 2, при этом колонии росли в основном от границ зерен, а в стали 1 – также и от двойников.

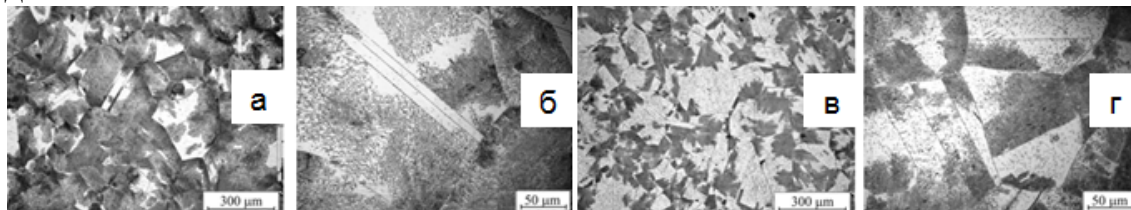


Рис. 4. Микроструктура сталей 1 (а, б) и 2 (в, г) после закалки от 1150 °С и последующего старения при 800 °С, 50 ч

С повышением температуры закалки от 950 до 1200 °С период решетки аустенита, согласно РСФА, у стали 1 практически не менялся, в то время как у стали 2 наблюдалось его значительное увеличение, связанное с обогащением γ -твердого раствора в результате растворения второй фазы (CrN), сохранившейся в структуре после ГД (рис. 5). Провал значений периода решетки аустенита при 1000 °С в стали 2 связан с его расслоением и прерывистым распадом даже при небольшой выдержке (1 ч), как при 950 °С (рис. 2, а).

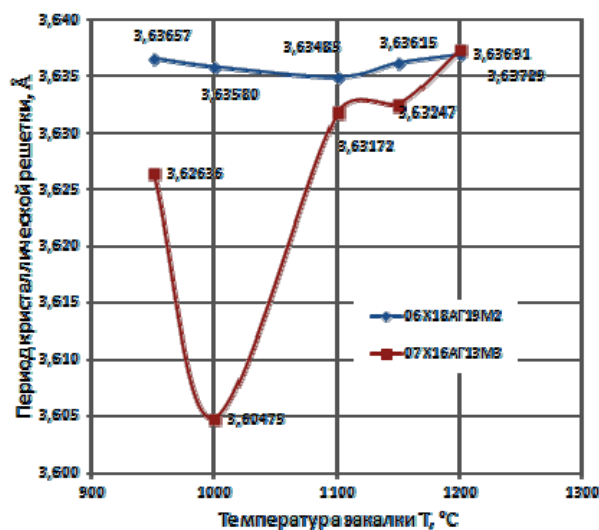


Рис. 5. Зависимость периода решетки сталей от температуры

Была определена также степень распада аустенита после закалки от 1150 °С и последующей 50-часовой выдержки при 800 °С. Показано, что период решетки γ -твердого раствора в стали 1 уменьшился на 0,0020 нм, а в стали 2 – на 0,0034 нм. Исходное значение периода составляло $a = 0,3637$ нм. Уменьшение периода решетки в данном случае было связано с обеднением γ -твердого раствора легирующими элементами.

Выводы

1. Структура закаленных исследованных сталей 06X18AG19M2(1) и 07X16AG13M3(2) представляла собой аустенит со средним размером зерна 80–110 мкм. Методами РСФА и ПЭМ в этом состоянии и после старения при 500 °С не выявлено каких-либо других фаз, кроме нитрида CrN.

2. Менее стабилен к гомогенному распаду с образованием CrN при ГД и закалке γ -твердый раствор стали 2 (13 % Mn). В обеих сталях

при 800 °С развивался гетерогенный прерывистый распад, в большей степени в стали 2. Непродолжительный отжиг (1 ч) при 950 и 1000 °С спровоцировал в стали 2 расслоение γ -твердого раствора по прерывистой реакции уже после 1-часовой выдержки.

3. Возможность распада аустенита при закалке доказана расчетом периода решетки аустенита, и показано, что оптимальной температурой закалки сталей, позволяющей получить максимально пересыщенный твердый раствор, следует считать 1200 °С.

Список использованных источников

1. *Шнайдель М.О.* Новые азотосодержащие аустенитные нержавеющие стали с высокими прочностью и пластичностью // *МиТОМ*. 2005. № 11. С. 9–14.

2. *Устиновицков Ю.И., Блинов В.М.* Структурные и фазовые превращения в аустенитной высокоазотистой стали 05X20AG10N3MF при термическом воздействии // *Металлы*. 2012. № 1. С. 72–79.

3. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа : *спр. изд-е* / Банных О.А., Будберг П.Б., Алисова С.П. [и др.]. М.: *Металлургия*, 1986. 440 с.