

Таблица 2 - Экспериментальные и расчетные значения коэффициента Пуассона АрПКМ

Коэффициент Пуассона	Значение коэффициента Пуассона	
	Эксперимент	Расчет
μ_{xy}	0,320305	0,320268
μ_{xz}	0,243777	0,243818
μ_{yx}	0,069995	0,070003
μ_{yz}	0,274978	0,275033
μ_{zx}	0,067900	0,067889
μ_{zy}	0,350460	0,350390

Предложенная адекватная обобщенная 3D-модель элементарной структурной ячейки, неразрушающие методы оценки параметров структурной организации АрПКМ и расчетный комплекс представляет собой фундаментальную научно-техническую базу и достаточно точный инструмент для исследования и проектирования структур и свойств конструкционных материалов и изделий, который существенно сокращает расходы и время на разработку инновационной продукции с комплексом требуемых характеристик.

Список литературы

1. Гуртовник И.Г., Соколов В.И., Трофимов Н.Н., Шалгунов С.И. Радиопрозрачные изделия из стеклопластиков - МИР, 2002.
2. Трофимов Н.Н., Канович М.З. Основы создания полимерных композитов - Москва «Наука», 1999.
3. Трофимов Д.А., Шалгунов С.И., Симонов-Емельянов И.Д. Иерархические уровни организации структуры, параметры и комплекс физико-механических характеристик конструкционных стеклотканей // Все материалы. Энциклопедический справочник – 2022. - №.5. – С.24-31.
4. Кербер М.Л., Виноградов В.М., Головкин Г.С., Горбаткина Ю.А., Крыжановский В.К., Куперман А.М., Симонов-Емельянов И.Д., Халиулин В.И., Бунаков В.А. Полимерные композиционные материалы: структура, свойства, технология: учеб. пособие. – 5-е изд., испр. и доп. под общ. ред. Берлина А. А. - С-Пб.: ЦОП «Профессия», 2019.
5. Лехницкий С.Г. Теория упругости анизотропного тела - М. «НАУКА», 1977.
6. Рабинович А.Л. Введение в механику армированных полимеров - М. «НАУКА», 1970.
7. Алямовский А.А. SolidWorks Simulation инженерный анализ для профессионалов: задачи, методы, рекомендации - М. ДМК Пресс, 2015.

МЕХАНИЗМЫ ДИСПЕРСИОННОГО ТВЕРДЕНИЯ ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ ВАНАДИЙСОДЕРЖАЩИХ ХРОМОМАНГАНЦЕВЫХ СТАЛЕЙ

И.А. ТУМБУСОВА

Томский политехнический университет
 Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
 E-mail: tumbusova031098@mail.ru

Комплексное легирование хромоманганцевой стали атомами азота и углерода (C+N) позволяет получить высокопрочные высокоазотистые стали с хорошей комбинацией физико-механических свойств без использования специальной металлургии [1,2]. Однако комплекс свойств сталей определяется не только системой легирования, но и режимами их термической обработки [1]. К настоящему времени практически нет данных о процессах, протекающих при высоких температурах в перспективных сталях со сверхвысоким содержанием атомов внедрения (C+N). Цель настоящей работы – установление эволюции

фазового состава и структуры в аустенитных сталях с высоким содержанием атомов внедрения Fe-19Cr-22Mn-1,6V-0,4C-0,8N (1,2CN) и Fe-22Cr-26Mn-1,3V-0,7C-1,2V (1,9CN) в зависимости от продолжительности старения.

Рентгенограммы, полученные для закаленных (исходное состояние) и состаренных по разным режимам образцов сталей представлены на рисунке 1. В закаленном состоянии стали 1,2CN и 1,9CN имеют аустенитную структуру Fe- γ_{N1} с карбонитридами (V,Cr)(N,C) и Cr₂(N,C), но на рентгенограммах видны пики, соответствующие только аустенитной фазе [2]. Карбонитриды выявляются при электронно-микроскопических исследованиях. Аустенит Fe- γ_{N1} обогащен атомами внедрения (N,C), о чем свидетельствуют высокие значения параметров кристаллической решетки $a_{1,2CN}=3,629 \text{ \AA}$ и $a_{1,9CN}=3,650 \text{ \AA}$.

Старение стали 1,2CN при T=700°C после 5 часов выдержки приводит к изменению вида рентгенограмм: наблюдается смещение аустенитных пиков Fe- γ_{N1} в сторону больших углов дифракции, появление аустенитных линий, соответствующих аустенитной фазе Fe- γ_{N2} с меньшим параметром кристаллической решетки, чем у аустенита Fe- γ_{N1} . Дополнительно к этому на рентгенограммах выявляются линии, соответствующие фазам (V,Cr)(N,C), Cr₂(N,C) и интерметаллидной σ -фазе, рисунок 1 а.

В отличие от стали 1,2CN, в стали 1,9CN с большей концентрацией атомов внедрения фазовые превращения протекают более активно при температуре старения T=700°C. Уже после 0,5 ч. выдержки на рентгенограмме идентифицируются уменьшение интенсивности и смещение аустенитных пиков Fe- γ_{N1} в сторону больших углов дифракции, появление пиков с межплоскостными расстояниями, соответствующими аустенитной фазе Fe- γ_{N2} , и появление отражений, соответствующих фазам (V,Cr)(N,C) и Cr₂(N,C), рисунок 1 б. С увеличением продолжительности выдержки (5 и 10 ч.) на рентгенограммах для стали 1,9CN наблюдали увеличение интенсивности рентгеновских линий, соответствующих фазам Fe- γ_{N2} , (V,Cr)(N,C) и Cr₂(N,C), и уменьшение интенсивности линий для аустенитной фазы Fe- γ_{N1} .

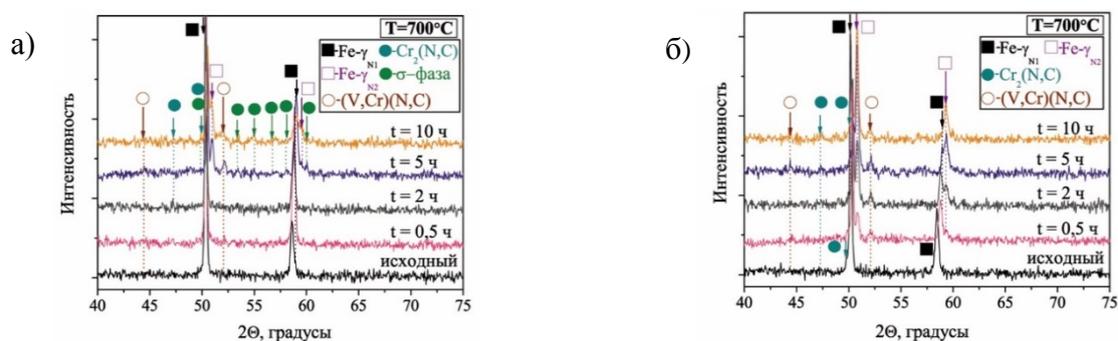


Рисунок 1 – Влияние температуры старения на вид рентгенограмм, полученных для образцов сталей: а) 1,2CN; б) 1,9CN

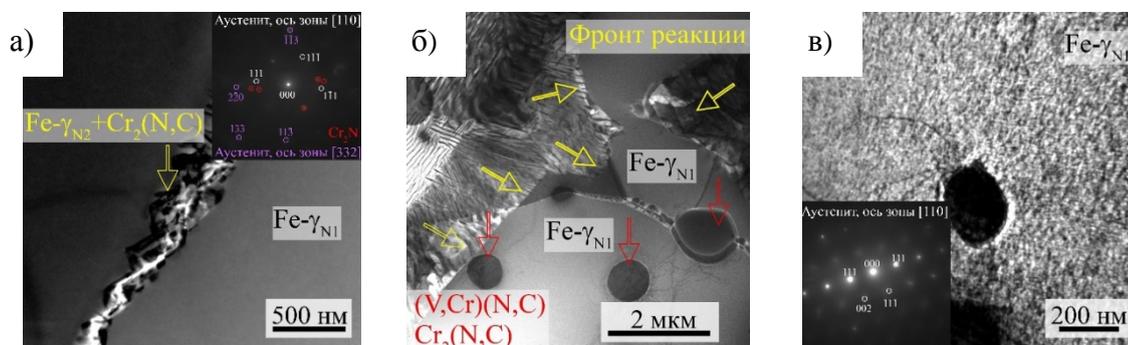


Рисунок 2 – ПЭМ-изображения микроструктуры стали 1,9CN после старения по режиму 700°C, 5 часов

Анализ рентгенограмм для обеих сталей свидетельствует о том, что при увеличении продолжительности старения при температуре 700°C также происходит уменьшение параметров решетки аустенитных фаз Fe- γ_{N1} и Fe- γ_{N2} .

На основании результатов рентгеноструктурного анализа можно сделать вывод о том, что обе стали 1,2CN и 1,9CN после 5 часов выдержки претерпевают фазовые превращения при температуре старения 700°C. Исследования микроструктуры сталей с помощью ПЭМ показали, что при старении по границам аустенитных зерен Fe- γ_{N1} зарождаются и растут ячейки прерывистого распада: Fe- γ_{N1} \rightarrow пластины Cr₂(N,C) + аустенитная матрица Fe- γ_{N2} , рисунок 2 а. Фронт реакции прерывистого распада от границ распространяется по телу аустенитных зерен, рисунок 2 б. Однако в состаренных образцах обеих сталей наблюдали аустенитные зерна, в которых реакция прерывистого распада не протекает. Детальный анализ ПЭМ-изображений показал, что аустенитные зерна Fe- γ_{N1} , не “захваченные” реакцией прерывистого распада, имеют крапчатый контраст, а на соответствующих им дифракционных картинах наблюдали радиальное размытие аустенитных рефлексов, рисунок 2 в. Наряду с этим, параметр решетки нераспавшегося аустенита Fe- γ_{N1} сталей 1,2CN и 1,9CN уменьшился на $\Delta a_{1,2CN} = 0,02 \text{ \AA}$ и $\Delta a_{1,9CN} = 0,04 \text{ \AA}$, соответственно. То есть, результаты рентгеноструктурного анализа и ПЭМ исследования указывают на то, что происходит гомогенный рост частиц (V,Cr)(N,C) в нераспавшихся аустенитных зернах Fe- γ_{N1} . Частицы (V,Cr)(N,C), выделяющиеся по непрерывному механизму в теле аустенитных зерен в результате старения, тормозят движение фронтов прерывистого распада, и реакция не распространяется на такие аустенитные зерна. Помимо этого, старение сопровождается формированием интерметаллидной σ -фазы в двух сталях 1,2CN и 1,9CN у границ аустенитных зерен.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований и Администрации Томской области (проект № 18-48-700042 р_а). Исследования проведены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

Автор выражает благодарность научному руководителю д.ф.-м.н. Е.Г. Астафуровой, к.ф.-м.н. Майер Г.Г., к.ф.-м.н. С.В. Астафурову, В.А. Москвиной, М.Ю. Панченко, К.А. Реуновой, Е.В. Мельникову за помощь в проведении исследования.

Список литературы

1. Berns H., Gavriliuk V., Riedner S. High interstitial stainless austenitic steels. – Berlin: Springer-Verlag, 2013. – 170 p.
2. Astafurov S.V, Maier G.G, Tumbusova I.A. et al. The effect of solid-solution temperature on phase composition, tensile characteristics and fracture mechanism of V-containing CrMn-steels with high interstitial content C+N>1 mass. % // Materials Science & Engineering A. – 2019. – Vol. 44, I. 36. – P.20529-20544.

ОПТИМИЗАЦИЯ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКИ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ПЭЭК И УВ-ПРЕПРЕГА

С.В. ПАНИН^{1,2}, А.В. БЯКОВ¹, В.О. АЛЕКСЕНКО¹, ТЯНЬ ДЭФАН²

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

²Томский политехнический университет

Приложение ультразвуковых колебаний является одним из распространенных способов сварки термопластов. Эта технология достаточно хорошо развита и широко используется в промышленности. Данный процесс производится в три основных этапа. На первом этапе