

ние в промышленности, в частности в ядерной и термоядерной энергетике, как высококачественный конструкционный материал. Он более изотропен, газоплотен, меньше загрязняет рабочее пространство и одновременно является материалом, не склонным к межкристаллитной коррозии (вследствие весьма низкого содержания углерода).

Для улучшения технологичности, механических и коррозионных свойств сталь может быть дополнительно легирована иттрием (0,02–0,08 %) и цирконием (0,1–0,3 %) [2].

По радиационной повреждаемости сталь 01X18H14ВИ+ВД не может быть хуже обычных сталей типа 18–8 или 15–15. Следует полагать, что она будет меньше подвержена радиационному распуханию, так как в ней практически подавлено неоднородное карбидное, преимущественно граничное, выделение, а σ -фаза будет сравнительно однородно обособляться внутри зерен [2].

В таком случае создание особо чистого материала с минимальным количеством неметаллических включений и с отсутствием первичных карбидов, нитридов или карбонитридов титана или ниобия и их равномерным распределением обеспечивает меньшую деградацию свойств металла в изделии, предотвращает локализацию деформации, уменьшает критическую плотность дислокаций (в местах скопления первичных и вто-

ричных фаз и др.) и обеспечивает высокую работоспособность изделий.

Заключение. Следует отметить, что получение высококачественного материала, каким является аустенитная хромоникелевая сталь двойного вакуумного переплава, неизбежно предотвратит локализацию пластической деформации различных дефектов и их скоплений, что дает возможность более полного использования и реализации равномерного удлинения. Отмеченные факторы безусловно доминируют при решении проблемы создания надежных материалов.

Библиографический список

1. Паршин А.М. Структура, прочность и пластичность нержавеющей и жаропрочных сталей и сплавов, применяемых в судостроении. – Л.: Судостроение, 1972. – 288 с.
2. Паршин А.М. Структура, прочность и радиационная повреждаемость коррозионно-стойких сталей и сплавов. – Челябинск: Металлургия, 1988. – 656 с.
3. Станюкович А.В. Хрупкость и пластичность жаропрочных материалов. – М.: Металлургия, 1967. – 199 с.
4. Зеленский В.Ф., Неклюдов И.М., Черняева Т.П. Радиационные дефекты и распухание металлов. – Киев: Наук. думка, 1988. – 293 с.
5. Неклюдов И.М., Камышанченко Н.В. Структурные аспекты радиационного упрочнения материалов // Научные ведомости БГПУ. – 1996. – № 1. – С. 18–33.

УДК 669.14:621.74.042-982:621.774.35

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ РЗМ И УСЛОВИЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ НА МИКРОХИМИЧЕСКУЮ НЕОДНОРОДНОСТЬ АУСТЕНИТНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

В.М. Амоненко, А.Ф. Ванжа, И.М. Неклюдов

г. Харьков, ННЦ «Харьковский физико-технический институт»

Проведен сравнительный анализ влияния микролегирувания РЗМ и способов выплавки на величину микрохимической неоднородности аустенитных нержавеющей радиационностойких сталей, полученных традиционным двухступенчатым способом, включающим вакуумную индукционную выплавку и вакуумный дуговой рафинирующий переплав (ВИП+ВДП), и вакуумным центробежным литьем (ВЦБЛ). Показано, что микролегирувание в сочетании с прогрессивными способами выплавки уменьшает величину микрохимической неоднородности аустенитных нержавеющей сталей и улучшает их механические свойства.

Проблема повышения долговечности и работоспособности атомных реакторов свя-

зана с улучшением качества металла и обеспечением повышенного сопротивления

его разрушению по всем направлениям, что прежде всего обеспечивается однородностью его структуры и свойств.

Все современные способы выплавки и обработки качественных металлов направлены на снижение микрон неоднородности в металлах и сплавах. В таких переплавных процессах, как электрошлаковый, электронно-лучевой, вакуумно-дуговой, плазменно-дуговой и др., повышение микрон неоднородности состава достигается нагревом жидкого металла до высоких температур, дегазацией расплава и ускоренной кристаллизацией в водоохлаждаемых кристаллизаторах.

В качестве прогрессивных методов воздействия на металлический расплав с целью снижения микрон неоднородности жидкого и твердого металла применяют центробежное литье в условиях действия повышенных гравитационных сил, электромагнитное перемешивание и ультразвуковую обработку расплавов.

Химическая неоднородность металлов, возникающая при их кристаллизации (ликвация), впервые в стальном слитке была выявлена и исследована А.С. Лавровым в 1866 г. Ликвация в пределах слитка называется зональной (макроскопический уровень), а ликвация в пределах дендрита – дендритной (микроскопический уровень). Внутри дендрита различают состав сплава в осях, в межосевых пространствах и по его границам.

Длительное время считалось, что микрон неоднородность возникает только в процессе кристаллизации. В настоящее время установлено, что и жидкие металлы микрон неоднородны по структуре и химическому составу, хотя в меньшей мере, чем твердые. Поэтому более правильно считать, что при кристаллизации не возникает, а только усиливается микрон неоднородность металлов в соответствии со скоростью охлаждения.

Естественно, что при производстве металлов следует учитывать и оптимальную температуру нагрева их в процессе плавки, обеспечивающую распад наследованных из шихты тугоплавких микрогруппировок.

Многолетние исследования И.Н. Голи-

кова и Б. Чалмерса [1] показали, что практически все формы химической и структурной неоднородности металлов связаны с дендритной кристаллизацией, поэтому изучение природы этого явления имеет важное значение для разработки технологических мероприятий, направленных на снижение микрон неоднородности готового металла.

Растворимость элемента в твердой фазе, отнесенная к растворимости его в жидкой фазе, характеризуется коэффициентом ликвации элементов ($\omega = C_S/C_L$).

Ниже приведены величины коэффициентов ликвации для обычных примесей.

Элемент	C	O	S	Mn	Si	P	Cu	Ni
ω ...	0,13	0,10	0,05	0,84	0,66	0,07	0,56	0,80
	Cr	Mo	W	Al	V	Ti	Co	
	0,95	0,70	0,95	0,92	0,90	0,05	0,92	

Известно, что механические свойства твердого тела определяются двумя основными факторами: структурой и составом. Структура определяет распределение действующих напряжений по участкам объема тела. Состав определяет в свою очередь уровень сил межатомной связи, сопротивляющихся деформирующему действию напряжений. Неравномерности состава подразделяются на две группы. К первой относятся неравномерности, возникающие в макроскопических участках объема твердого тела. Прежде всего сюда относятся неравномерности типа ликвации сплавов, в частности дендритная ликвация, незавершенные процессы перехода кристаллов избыточной фазы в твердый раствор или их выделения из твердого раствора при изменениях температуры.

Закономерности этих неравномерностей и их изменений отражены в диаграммах состояния сплавов. Данные неравномерности с той или иной скоростью выравниваются путем выдержки при определенной температуре.

Другая группа неравномерностей распределения компонентов в объеме твердого раствора обуславливается факторами, зависящими от диаграммы состояния сплава. Действие этих факторов изменяет равновесное состояние твердого раствора, отклоняя его от идеализированной картины однородной среды. Это факторы, вызывающие

те или иные структурные неоднородности в однофазном твердом теле или же изменяющие уровень таких неоднородностей.

Структурные неоднородности характеризуются с кристаллографической стороны нарушениями правильной периодичности расположения атомов, свойственной структурно-однородному телу, и с энергетической стороны – избыточной энергией искажения решетки. На практике существует возможность понижения избыточной энергии структурной неоднородности посредством замены атомов одного компонента атомами другого. Попадая путем диффузии в участки с искаженной решеткой, атомы тем прочнее оседают в них, чем больше снижается при этом избыточная энергия. Эти явления возникновения и длительного сохранения концентрационной неравномерности вследствие наличия структурной неоднородности В.И. Архаров назвал внутренней адсорбцией в твердых телах.

При гомогенизирующем отжиге межкристаллитная внутренняя адсорбция не только не устраняется в отличие от дендритной неоднородности, а напротив, может значительно усиливаться. Это необходимо учитывать на практике термической обработки сталей и сплавов.

Совершенствование существующих и разработка новых сталей и сплавов с повышенными механическими, физическими, технологическими и эксплуатационными свойствами базируются на электронной теории металлов и теории синтеза сплавов. Для обеспечения определенных свойств в железоуглеродистые сплавы вводят различные легирующие и модифицирующие добавки, выбор которых производится, прежде всего на основании связей, установленных между свойствами сплавов на пределе растворимости соответствующих элементов в железе и критериями α предельной растворимости данного элемента в основе, выраженной в атомных процентах, и коэффициентом распределения ω [2].

К наиболее распространенным легирующим добавкам для конструкционных сплавов железа предъявляются следующие требования: $\alpha > 1\%$ и $\omega > 0,5$. Сюда относятся С, Мп, Si, Cr, Ni, Ti, V, Co, Cu, Al, Mo и W. Для проявления эффекта модифицирования

вводимые элементы должны иметь пониженные значения растворимости в жидком железе ($\alpha = 0,1-1,0\%$) и коэффициента распределения ($\omega = 0,03 - 0,06$). При этих условиях модификаторы скапливаются на поверхности растущих кристаллов, тормозят их рост и способствуют измельчению зерна. Особенно благоприятно сочетание α и ω у РЗМ, в частности, у скандия в аустените ($\alpha_{Sc} = 0,25$, $\omega_{Sc} = 0,027$).

Рациональным легированием и модифицированием можно в значительной степени уменьшить эту неоднородность и повысить горячую пластичность стали, причем необходимо учитывать, что α и ω имеют разные значения для одних и тех же элементов в сплавах различного класса. Так, в аустенитных нержавеющих сталях наиболее сильными модификаторами являются Zr, Nb, Ti и РЗМ. Экспериментально было установлено уменьшение размеров дендритов при введении 0,1 % Zr, до 0,3 % Nb, до 0,75 % Се, до 0,2 % Са, до 0,5 % Y, до 0,3 % Те [3]. Дальнейшее повышение количества вводимого в сталь легирующего элемента или модификатора сопровождается появлением большого количества неметаллических включений и уменьшением их положительного влияния.

К наиболее важным последствиям введения РЗМ в металлы и сплавы относятся: взаимодействие с газовыми и некоторыми "вредными" примесями и очистка от них матрицы и границ зерен, повышение пластических характеристик материала и снижение температурного порога хрупкости, повышение температуры рекристаллизации и уменьшение размера аустенитного и ферритного зерна в сталях, увеличение степени дисперсности кристаллизующихся фаз; изменение структурно-фазовых характеристик, повышение окалиностойкости и стойкости коррозионному растрескиванию [2, 3]. Оптимальное сочетание коррозионных, механических и электрохимических свойств сплавов определяется их природой и соотношением РЗМ и других примесей.

Одним из главных направлений модификации и создания новых реакторных материалов также является введение добавок легирующих элементов, способствующих стабилизации структурно-фазового состоя-

ния, повышению степени рекомбинации точечных дефектов кристаллической решетки при облучении. Особый интерес с этой точки зрения уже многие годы привлекают РЗМ, такие, как Y, Sc, La и лантаниды. Однако их малая растворимость в сталях и высокая химическая активность с элементами внедрения (азот, кислород, фосфор, сера и др.) создают большие трудности их введения и удержания в необходимом количестве в твердом растворе [4].

Микролегирование РЗМ в силу их высокой химической активности и малой растворимости в твердом растворе оказывает влияние практически на все вышеперечисленные физические процессы поведения сталей при облучении, проявление радиационных дефектов, фазообразование, распад твердого раствора, состояние межфазных границ [3-5]. Так, было обнаружено [6], что добавки 0,05-0,5 % лантана, иттрия, гафния, скандия в дисперсно-твердеющие сплавы аустенитного класса понижают их стойкость к распуханию и радиационному охрупчиванию.

Эффект повышения радиационной стойкости за счет введения РЗМ обнаруживается и в других материалах. Так, микролегирование скандием алюминиевых сплавов подавляет радиационное охрупчивание [5]. При этом сплав со скандием имеет более высокие (в 1,5-2 раза) величины пределов текучести и прочности по сравнению с нелегированным сплавом.

Закладываемая при кристаллизации слитков сложнoleгированных сталей мик-

рохимическая неоднородность не устраняется полностью при дальнейшей термомеханической обработке, что оказывает негативное воздействие на поведение металла в процессе изготовления и эксплуатации полученных изделий. Так, например, у сталей аустенитного класса коррозионная и радиационная стойкость во многом определяется высоким и стабильным присутствием в матрице никеля, хрома, кремния, а длительная прочность - молибдена, карбонитридов ниобия и титана [7].

Ясно, что поскольку и способы выплавки оказывают значительное влияние на макро- и микроструктуру аустенитных сталей, то и их влияние на микрохимическую неоднородность этих сталей будет значительным. Поэтому были проведены исследования этого влияния на образцах слитков и трубных заготовок с различным уровнем микролегирования РЗМ.

Для выявления величины микрохимической неоднородности аустенитной матрицы, имеющей дендритное и ячеистое строение, использовалась методика поверхностного химического травления специальными реактивами, окрашивающими оси дендритов и не окрашивающими междендритные участки. Методом микротвердости определяли твердость осей дендритов и межосных участков. Микрохимический анализ проводился с помощью микрорентгеновского анализатора MS-46 "Самса". На рис. 1 представлены типичные ликвационные картины литой структуры аустенитных сталей различных способов выплавки после специ-

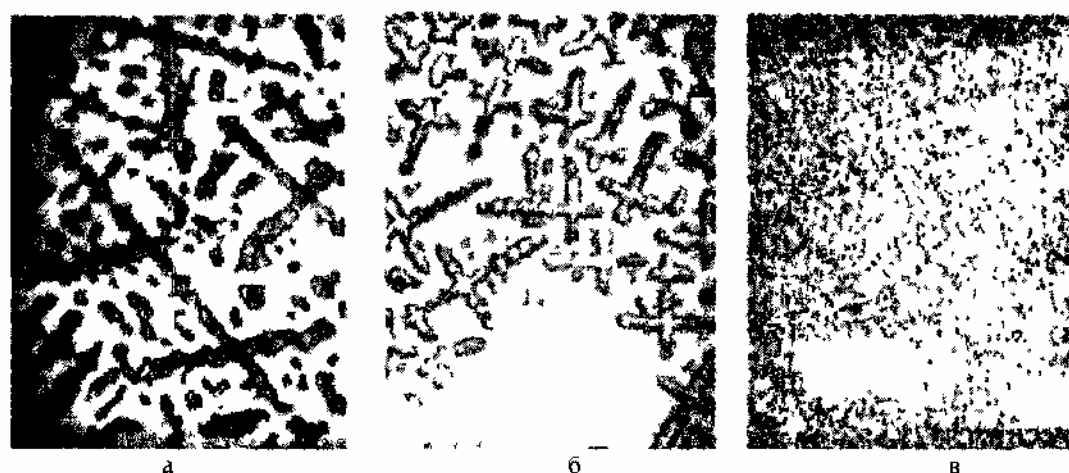


Рис 1 Структура стали 06X16N15M3b, выплавленной различными методами (x100)
а) без микролегирования, ВИП+ВДП, б) микролегированная скандием, ВИП+ВДП,
в) - микролегированная скандием, ВЦБЛ

ального травления. Наиболее грубую структуру имеет базовая сталь (рис. 1, а). Микролегирование РЗМ оказывает модифицирующее действие, и неоднородность литой структуры уменьшается, что проявляется в измельчении дендритов при одинаковых условиях выплавки (рис. 1, б). Наиболее мелкая структура литой стали получена методом вакуумного центробежного литья (ВЦБЛ) в сочетании с микролегированием скандием (рис. 1, в), что объясняется наилучшими условиями кристаллизации металла, подавляющими ликвационные процессы.

Микрохимическая неоднородность не устраняется при последующей термохимической обработке, что подтверждается данными металлографического анализа (рис. 2). Контрастные зоны на рис. 2 представляют собой остатки деформированных дендритов с невыровненным химическим составом.

В качестве критерия при анализе микрохимической неоднородности использовалась известная по литературным данным формула определения величины дендритной неоднородности по данным микротвердости осей дендритов и междендритных участков [2]. Проведенные измерения микротвердости показали, что менее всего микрохимическая неоднородность развивается в слитках аустенитных сталей, микролегированных РЗМ, при выплавке методом вакуумного центробежного литья, что выражается в наименьшем значении коэффициента микронеоднородности E и примерно равной объемной доли, занимаемой осями дендритов и междендритными участками аустенитной матрицы (табл. 1).

Необходимо отметить, что во всех плавках избыточные фазы (неметалличес-



Рис. 2. Структура трубной заготовки стали 06X16N15M3B, выплавленной методом ВИП+ВДП (x100).

кие включения, интерметаллиды, эвтектики и др.) располагаются в междендритных участках, а условия кристаллизации при вакуумном центробежном литье – наилучшие для обеспечения их измельчения и удаления.

Исследования неоднородности распределения основных легирующих компонентов в сталях, выплавленных методом центробежного литья в вакууме, показали, что после легирования РЗМ распределение легирующих элементов более однородно, чем в базовой стали (табл. 2).

Как видно из табл. 2, междендритные пространства обогащены всеми основными легирующими элементами, а микролегирование РЗМ уменьшает величину микрохимической неоднородности по главным легирующим компонентам.

Уменьшение химической неоднородности при вакуумном центробежном литье привело к улучшению механических свойств аустенитных сталей, микролегированных РЗМ (табл. 3).

Таблица 1

Влияние способов выплавки на ликвационную микронеоднородность стали 06X16N15M3B, микролегированной скандием

Способ выплавки и термо-механической обработки	Коэффициент микронеоднородности, E	Общая площадь, занимаемая осями дендритов, %
ВДП, литой	22	28
ВИП+ВДП, кованный	16	37
ВЦБЛ, литой	4,7	48

Таблица 2

**Распределение основных легирующих компонентов стали 06X16H15M3Б,
выплавленной методом вакуумного центробежного литья**

Тип стали	Структурная составляющая	Содержание элемента, %				
		Fe	Cr	Ni	Mo	Nb
06X16P15M3Б	оси дендритов междендритные участки	65,05	16,3	15,6	2,4	0,25
		60,09	18,6	16,5	3,85	0,8
06X16P15M3Бч + 0,1%Sc	оси дендритов междендритные участки	62,65	16,7	18,0	2,8	0,25
		58,15	18,7	18,5	3,5	0,65

Таблица 3

Механические свойства центробежнолитых и кованных заготовок ($T_{исп} = 20^\circ\text{C}$)

Марка стали, способ получения	σ_s , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	ψ , %	δ_5 , %
X16H15M3 ВЦБЛ	560	270...285	66...74	46...47
X16H15M3 кованая	520	278	68	43
X17H14M3 кованая	564	338	75	55

Выводы. 1. Исходная микронеоднородность состава нержавеющей стали способствует формированию ликвационной полосчатости в материале труб и трубных заготовок, что ведет к наследственной структурной неоднородности в аустенитной стали, разнотельной структуре и затрудняет получение регламентированной величины зерна в материале.

2. В результате проведенных исследований установлено, что микролегирование РЗМ в сочетании с прогрессивными способами выплавки уменьшает величину микрохимической неоднородности аустенитных сталей и улучшает их механические свойства.

3. Ликвационная полосчатость ВЦБЛ металла меньше выражена по сравнению с кованым металлом и характеризуется более равномерным распределением областей повышенной травимости по длине и сечению слитка.

4. Структура и механические свойства металла слитка ВЦБЛ практически не отли-

чаются от свойств металла труб, полученных из кованого металла.

Библиографический список

1. Чалмерс Б. Теория затвердевания: Пер. с англ. - М.: Металлургия, 1969. - 327 с.
2. Ершов Г.С., Позняк Л.А. Микронеоднородность металлов и сплавов. - М.: Металлургия, 1985. - 214 с.
3. Гольштейн Я.Е., Мизин В.Г. Модифицирование и микролегирование чугуна и стали. - М.: Металлургия, 1986. - 272 с.
4. Ершов Г.С., Бычков Ю.Б. Физико-химические основы рационального легирования сталей. М.: Металлургия, 1982. - 360 с.
5. Зеленский В.Ф., Неклюдов И.М. Влияние редкоземельных элементов на радиационную стойкость материалов // Радиационное материаловедение. Т. 2. - Харьков, 1990. С. 45-57.
6. Park J., Wechster M. The effect of Rare-Earth Additions on microstructure and Irradiation swelling of an Fe-Ni-Cr cladding alloy. Trans. Nucl. Soc. 1983.- Vol. 5. pp. 283-284.
7. Зеленский В.Ф., Неклюдов И.М., Черняева Т.П. Радиационные дефекты и набухание металлов. - К.: Наук. думка, 1988. - 288 с.