

«Слиток вакуумного дугового переплава». Швед Ф.И. 424 стр., илл.

Изложены основы теории и технологии вакуумного дугового переплава стали и жаропрочных сплавов, рассмотрены преимущества и недостатки ВДП в сравнении с другими методами получения стальных слитков. Описаны методики и результаты исследований процесса направленного затвердевания, особенностей формирования кристаллической структуры слитка при ВДП, температурных полей в расходуемых электродах, жидкой ванне и слитке, измерения скорости плавления, анализа вольтамперной характеристики дуги. Уточнены представления о механизме испарения марганца, меди и магния. Описано образование в слитках ВДП ликвационных и экзогенных дефектов, определены условия получения однородного металла. Приводятся результаты сравнительных исследований технологических и эксплуатационных характеристик жаропрочных сплавов и конструкционной стали.

Книга предназначена для работников научно-исследовательских институтов, заводских лабораторий, производственного персонала металлургических и машиностроительных предприятий, а также для студентов, обучающихся металлургическим специальностям.

Табл.73. Ил.223. Список лит.:79 назв.

В ближайшие месяцы из печати выходит книга «Слиток вакуумного дугового переплава». В её основе – полувековой опыт непосредственного участия автора – Шведа Ф.И. в становлении и развитии производства стали и сплавов в вакуумных дуговых печах, в исследовании и совершенствовании этого процесса.

Для определения тиража издания просим прислать предварительные заявки с указанием количества экземпляров, названия предприятия или фамилии, адреса, на который будет выставлен после выхода книги счёт для оплаты. Ориентировочная стоимость 1 экз. (твёрдый переплёт) – 300 руб.

Подробности на <http://www.steelmaker.ru>

Глава седьмая. Дефекты слитка вакуумного дугового переплава

Среди перечисленных в первой главе мифов, характерных для периода становления вакуумного дугового переплава, упомянуты предположения о полном отсутствии в слитке ВДП каких бы то ни было дефектов. Вряд ли кого-нибудь в этом можно убедить сейчас, десятилетия спустя. Остаётся классифицировать дефекты, описать их и рассмотреть способы, позволяющие предупредить их появление.

По своему происхождению все обнаруживаемые в слитках ВДП дефекты можно отнести к одной из двух групп. Те из них, которые образуются вследствие зонального обогащения или обеднения примесями отдельных локальных участков слитка во время затвердевания, назовём ликвационными дефектами. Дефекты экзогенные образуются в результате попадания в жидкий металл или захвата в процессе кристаллизации инородных частиц.

Пути предупреждения разных дефектов различны, но в своей совокупности они предъявляют целый комплекс требований к оборудованию и технологии. Этот комплекс охватывает совершенно разнородные сферы, например, способы изготовления расходных электродов, конструкцию токоподвода, устройство систем и алгоритмы автоматического управления переплавом.

7.1 Ликвационные дефекты слитка ВДП

Дефекты, образующиеся в результате перераспределения примесей при затвердевании, свойственны, главным образом, слиткам, отливаемым обычным способом в изложницы. В слитках ВДП из дефектов этой подгруппы в период освоения нередко обнаруживали так называемую внеосевую неоднородность («усы», «внецентренная ликвация», «стволовая ликвация», “freckles”). Этот дефект обычных слитков был предметом многих исследований, но слитки ВДП, вероятно, предоставили дополнительный материал, позволяющий пролить свет на механизм формирования этого вида неоднородности. Другие ликвационные дефекты слитка ВДП более специфичны – их образование связано с особенностями именно этого процесса.

7.1.1. Внеосевая неоднородность

Это название, принятое в отечественной литературе, пожалуй, несёт больше информации о форме и характере дефекта, нежели английский термин, означающий в переводе «веснушки». Более информативно также применявшееся Н.И.Хвориновым [50] название «стволовая (стволовидная) ликвация» и даже жаргонное «усы», поскольку они дают лучшее представление о пространственной форме дефекта.

Как видно из рис.7.1, на продольном темплете обычного слитка внеосевая неоднородность представляет собой вытянутые полосы повышенной травимости, ориентированные вдоль оси слитка или с небольшим наклоном к вертикали.

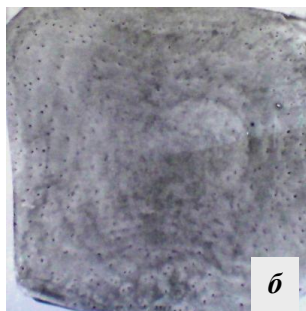
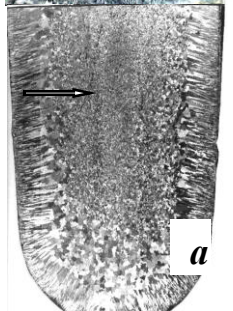
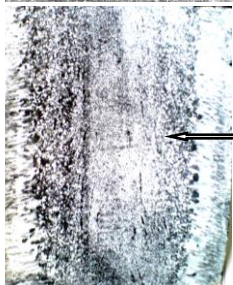
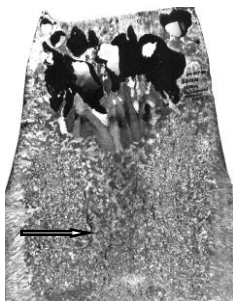


Рис.7.1. Внеосевая неоднородность в 500-кг слитке жаропрочного сплава на никелевой основе. *a* – продольный разрез слитка; *б* – кованая заготовка кв.83 мм Выплавка и разливка в вакуумной индукционной печи. Шнуры неоднородности показаны стрелками.
Fig.7.1. Freckles in 500-kg ingot of Ni-base superalloy. *a* – slice from ingot; *б* – forged square billet 83 mm. Melting and pouring in the vacuum induction furnace. Arrows indicate vertical freckles

Наклон меняется вблизи усадочной раковины в верхней части слитка. Оправдывая основное название, полосы (точнее, шнуры) неоднородности занимают область, отстоящую, примерно, на одну треть радиуса от края и от оси слитка. В поперечном разрезе дефект представляет собой округлые пятна с нечёткими границами. На снимках с хорошо выявленной дендритной структурой (см., например, рис.7.2) можно видеть разное строение границы ликвационной зоны и окружающего металла с наружной и с внутренней стороны по отношению к оси слитка.

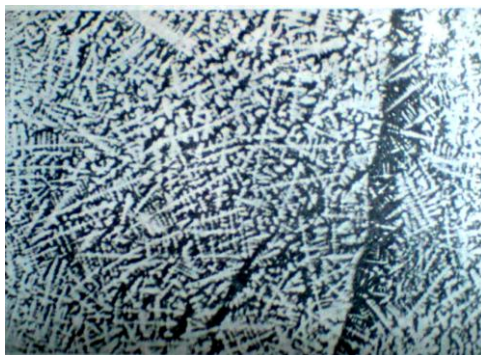


Рис.7.2. Внеосевая неоднородность в отливке диаметром 240 мм (Хворинов [50]). Центр отливки справа. Обратите внимание на разное строение границ шнура с окружающим металлом.

Fig.7.2. Vertical freckles in 240-mm casting (Hvorinov [50]). Center of the casting is right. Note the different structure of the dark channel boundary with the surrounding metal.

С внутренней стороны (со стороны оси слитка, т.е., его теплового центра) граница размыта, она составлена проросшими в шнур дендритами. Со стороны наружной шнур окаймлён тонкой светлой полосой, образовавшейся в результате подплавления ветвей дендритов.

Внеосевую неоднородность обнаруживали и в слитках ВДП, полученных переplавом на повышенном токе. На рис.7.3 можно видеть, что дефект расположен в верхней части слитка в зоне равноосных кристаллов. Макроструктура поперечного темплета, вырезанного из ковальной заготовки (рис.7.4), свидетельствует о равномерном распределении пятен в кольцевой зоне примерно на половине радиуса слитка. В слитках, наплавленных в том же кристаллизаторе при 4,5 кА, такая зона отсутствует, не наблюдается и внеосевая неоднородность.

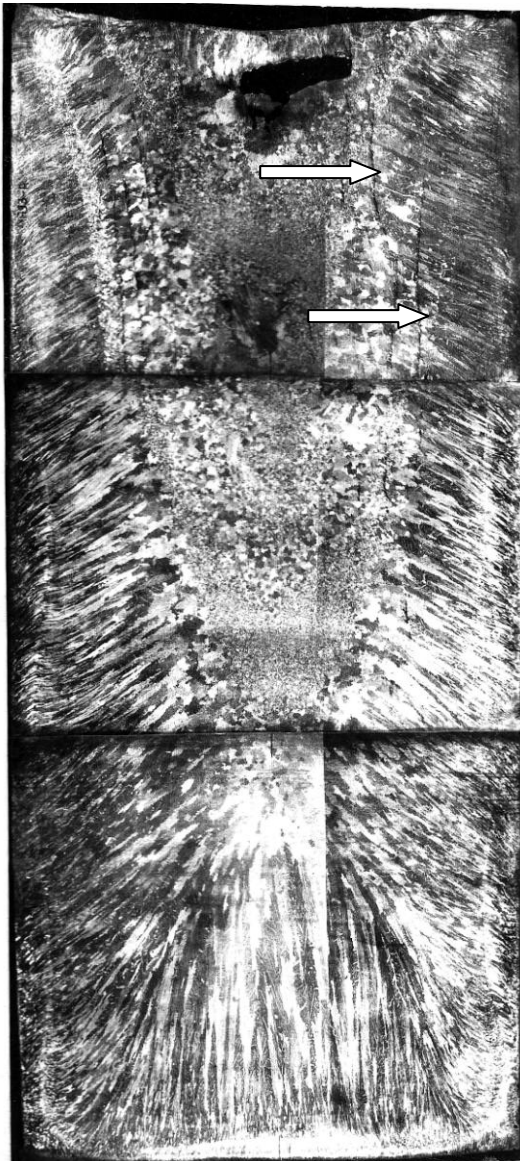


Рис.7.3. Внеосевая неоднородность в слитке ВДП диаметром 380 мм жаропрочного сплава на никелевой основе ХН77ТЮР. Переплав при 7,0 кА. Шнуры неоднородности показаны стрелками. В верхней части слитка преобладает равноосная структура.

Fig 7.3. Freckles in the upper part of VAR ingot 380 mm dia. Ni-base superalloy of CrNi77TiAlB-grade. Melting current 7.0 kA. Channels of defect are shown by arrows. In the upper part of the ingot equiaxed structure is prevailing.

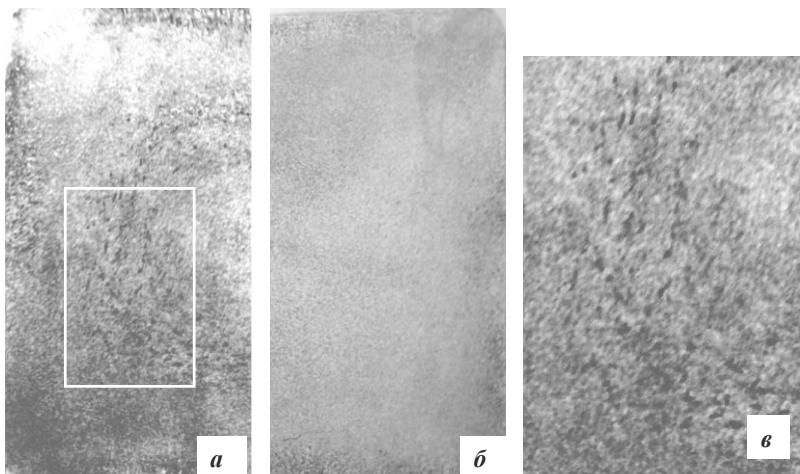


Рис.7.4. Макроструктура поперечных темплетов из кованой заготовки кв.200 мм сплава ХН77ТЮР.. ВДП в кристаллизаторе Ø380 мм. Ток переплава *а* – 6,5 кА; *б* – 4,5 кА; *в* – увеличенный фрагмент, выделенный рамкой.

Fig.7.4. Macrostructure of the transverse slices from the 200 mm forged billet of the CrNi77TiAlB alloy. VAR in the mold 380 mm dia. Remelt current: *a* – 6.5 kA; *b* – 4.5 kA. *v* – scaled-up fragment of *a*, separated by the frame.

В крупнотоннажном слитке ВДП, показанном на рис.7.5, появление ликвационных шнуров сопряжено с тем, что верхняя его часть после выключения тока затвердевала самопроизвольно и что в металле в этот период было искусственно (для фиксации ванны) повышено содержание серы. Шнуры здесь наклонены к оси слитка иначе, чем в слитках обычной разливки (рис.7.1 и 7.2), но плотная сглаженная граница расположена также с наружной стороны. Обратим внимание на характерную особенность строения металла в зоне дефекта: на серном отпечатке с внутренней стороны шнуры «сопровождает» по всей длине осветлённая полоса. Местами эта полоса продолжается и там, где шнур закончился, имеются также отдельные светлые полосы, не сопровождаемые темными шнурами. Светлые полосы на серном отпечатке свидетельствуют о местном обеднении соответствующих участков металла серой. Сера и другие примеси, по видимому, перешли из этих зон в ликвационный шнур.

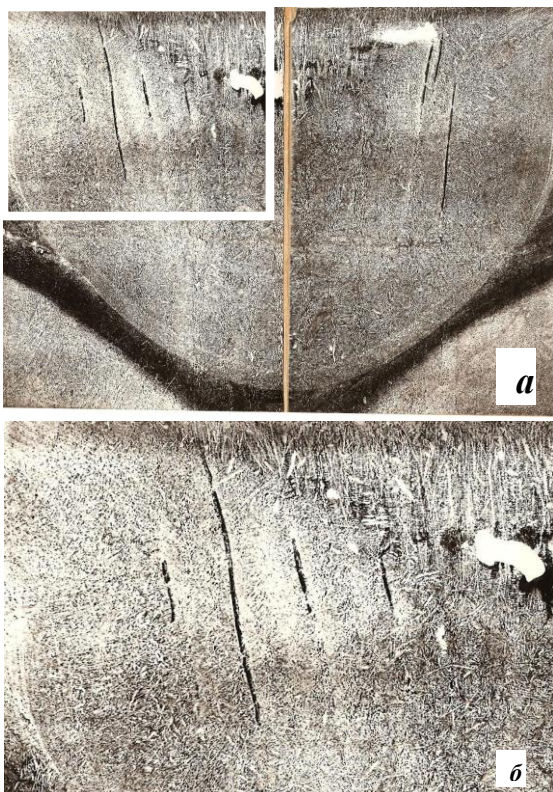


Рис.7.5. Внеосевая неоднородность на серном отпечатке в верхней части слитка ВДП диаметром 1120 мм стали 22К. Окончание плавки на рабочем токе без выведения усадочной раковины. Обратите внимание на слабобравляющиеся свет-лые полосы, параллельные ликвационным шнурам с их внутренней стороны. Жидкая ванна зафиксирована добавкой сернистого железа; *а* – фрагмент, выделенный рамкой на рис. *а*.

Fig 7.5. Freckles in the upper part of VAR ingot 1120 mm dia. Steel 22K. Finish of remelt without hot topping. Note the light etching stripes parallel to the dark ones adjacent to their inner

side. The liquid pool is fixed by addition of FeS; *б* – fragment selected by the frame at *a*.

Наблюдаемую картину поясним схемой, представленной на рис.7.6. Ликвационное пятно размеров, характерных для слитка диаметром 1000 мм, изображено на этой схеме приблизительно в натуральную величину. В поперечном сечении такие пятна занимают кольцевую зону шириной примерно 1/3 радиуса слитка.

Нетрудно представить, что при относительно равномерном расположении пятен в кольце продольный разрез слитка пересечёт лишь часть ликвационных шнуров, при этом маловероятно, чтобы отдельные шнуры оказались целиком в плоскости темплета. Для этого потребовалось бы невозможное: чтобы сечения типа А—А были параллельны осевой линии шнура. На деле же часть шнура (верхняя или нижняя), как правило, оказывается вне плоскости темплета.

Обеднённая зона (на рис.7.6 это наружный овал) по своим размерам больше шнура и это предопределяет повышенную вероятность её пересечения плоскостями типа Б—Б на относительно большом протяжении. В результате на темплете часто выявляется только светлая полоса.

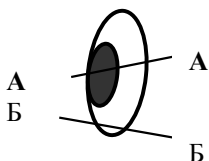


Рис.7.6. Поперечный разрез ликвационного шнура (схема). Наружный овал очерчивает примерные границы зоны отрицательной ликвации. А—А и Б—Б - возможные варианты пересечения шнура и обеднённой зоны плоскостью темплета

Fig.7.6. Transversal section of the freckle (sketch). External oval outlines suggested boundaries of the negative segregation area. А—А and Б—Б -probable variations of channel and depleted area section by the template

Пока объектами исследования внеосевой неоднородности оставались слитки и отливки, затвердевающие в обычных изложницах и формах, образование дефекта объясняли, в основном, накоплением примесей перед фронтом затвердевания, а форму шнуров – всплыванием относительно менее плотной обогатённой примесями жидкости. Считалось, что в этом процессе участвуют также выделяющиеся при затвердевании металла газы.

Вероятно, В.М.Тажеев [51] был одним из первых исследователей, обративших внимание на роль изменения объёма в образовании макроскопической неоднородности. Изучая процессы в двухфазной зоне, он показал, что образующиеся в ней пустоты могут при определённых условиях заполняться сегрегированной (обогатённой примесями) относительно легкоплавкой жидкостью.

С появлением вакуумных способов выплавки и переплава оказалось возможным проверить существующие гипотезы и сделать выбор в пользу наиболее достоверных. Вот факты, которым должны соответствовать представления о механизме формирования внеосевой неоднородности, претендующие на «звание» теории.

1) Шнуры неоднородности чаще всего появляются в зонах слитков, в которых фронт затвердевания имеет близкое к вертикальному направление.

2) Внеосевая неоднородность располагается обычно на середине радиуса слитка в зоне равноосных кристаллов. В зоне столбчатых кристаллов дефект не образуется.

3) Ликвационные шнуры обогатены примесями: углеродом, серой, фосфором и др. Следствием этого является повышенная загрязнён-

ность включениями, например, сульфидами в углеродистых сталях, карбонитридами титана – в жаропрочных сплавах на никелевой основе.

4) Склонность к образованию внеосевой неоднородности различных марок стали и сплавов возрастает с увеличением усадки при затвердевании. В ряду жаропрочных сплавов повышенной усадкой обладают сплавы, на которых при исследовании процесса плавления обнаружены наиболее заметные колебания скорости, связанные с усадочными пустотами в расходуемых электродах (см. главу 3). В слитках этих же марок (ХН77ТЮР, ХН62МБКТЮ) чаще обнаруживали и внеосевую неоднородность. В сплаве ХН73МБТЮ, который отличается отсутствием усадочных пустот в литом электроде и постоянством скорости плавления, нет и ликвационной неоднородности в слитках ВДП.

По данным, приведенным в работе [52], склонностью к образованию ликвационных шнуров обладают некоторые сплавы на никелевой и железо-никелевой основе, заметно различающиеся между собой по химическому составу:

Элемент	Наименование сплава				
	C-276	НХ	Alloy 720	Waspalloy	A-286
C	0,1	0,5	0,015	0,05	0,06
Si	0,08				0,7
Mn	1,0	2			1,5
Cr	15,5	17	16	15,5	11,5
Ni	осн.	66	осн.	57	25,5
Co	<2,5		15	13,5	
W	4		1,2		
Mo	16	<0,5	3	4,3	1,3
Ti			5	3,1	2,0
Al			2,5	1,3	0,2
V	0,2				0,3
Fe	5	14		3,2	53,5
B			0,015	0,005	0,003
Zr				0,04	0,08

Примечание. Указаны средние содержания элементов.

5) В участках обычного слитка на середине радиуса наблюдается сочетание факторов, способствующих развитию внутрикристаллической (дендритной) неоднородности: низкий градиент температуры

перед фронтом затвердевания, широкая двухфазная зона, температура, при которой завершается кристаллизация металла в междендритных промежутках («неравновесный солидус») минимальна.

6) Образованию шнуров необязательно сопутствует повышенное газовыделение при затвердевании: дефект наблюдается в ряде случаев в слитках вакуумной индукционной плавки и вакуумнодугового переплава. Металл при вакуумной плавке глубоко очищается от газов, и выделение их при затвердевании незначительно.

7) Переход металла из жидкого состояния в твёрдое происходит в двухфазной зоне и сопровождается уменьшением объёма, которое лишь частично компенсируется поступлением жидкого металла среднего химического состава из центральной зоны. Глубинные участки двухфазной области изолированы от этой зоны густой сеткой дендритов, и усадочные пустоты в этих участках могут заполняться лишь обогатённой примесями жидкостью из соседних или вышележащих междендритных промежутков. Каждый элементарный эпизод такого рода вызывает образование новых микропустот, и в итоге происходит своего рода «цепная реакция» - последовательно одно за другим в направлении снизу вверх совершаются перетекания капелек легкоплавкой жидкости в противоположном направлении - сверху вниз. Эти представления, развивающие идеи В.М.Тажеева, изложены в работах его учеников, в частности, Ю.Д.Смирнова.

Проиллюстрируем дополнительно некоторые положения.

В ликвационных шнурах, наблюдавшихся в 500-кг слитке жаропрочного сплава, обнаружены карбонитриды титана (рис.7.7*a*).

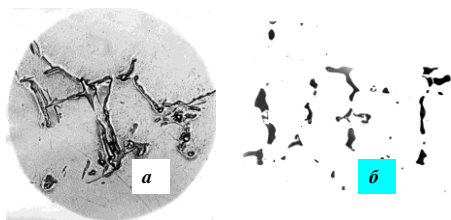


Рис.7.7. Микроструктура сплава ХН70ВМТЮ в участке внеосевой неоднородности. X300. *a* – карбонитриды титана в слитке с содержанием углерода 0,03 %; *б* – усадочные поры в слитке с содержанием углерода 0,01 %.

жанием углерода 0,01 %.

Fig.7.7. Microstructure of the CrNi70WMoTiAl superalloy in the freckles area. X300. *a* – titanium carbonitrides in the ingot with 0.03 % carbon; *б* – shrinkage pores in the ingot with 0.01 % carbon.

Эти включения сложного состава – продукт совместной ликвации титана, азота и углерода. Однако внеосевой неоднородностью ока-

зался поражён и слиток с крайне низким содержанием углерода (0,01 %), причём в этом случае в участках неоднородности включений не наблюдали, зато в микроструктуре были выявлены цепочки микропор (рис.7.7б). Это подтверждает предположение о том, что образование дефекта начинается с усадки – с появления пор в промежутках между осями дендритов. В отсутствие легкоплавкой жидкости эти поры могут остаться незаполненными.

Имеет смысл отдельно обсудить расположение ликвационных шнуров в зоне равноосных кристаллов и их отсутствие в столбчатой зоне. Причина этих особенностей в том, что столбчатые кристаллы растут до тех пор, пока перед фронтом затвердевания сохраняется заметный градиент температуры (температура жидкой части слитка выше ликвидуса). Повышенному градиенту соответствует малая протяжённость двухфазной области, и, несмотря на вертикальное расположение фронта затвердевания (речь идёт об обычном слитке), усадка компенсируется за счёт поступления «свежего» металла из жидкой зоны. Этот металл разбавляет обогащённую примесями междендритную жидкость. В результате не происходит местного обогащения микроучастков и не остаются незаполненными усадочные поры в глубине двухфазной области. Подпитке глубинных участков двухфазной области «свежим» металлом способствует и упорядоченная структура столбчатых дендритов с параллельным расположением главных ветвей.

Картина существенно меняется после снятия перегрева жидкой части слитка. При этом прекращается ориентированный рост, формируется зона равноосных кристаллов, увеличивается ширина двухфазной области. Теряется связь глубинных её участков с осевыми объёмами слитка, где металл ещё некоторое время остаётся в жидком состоянии. Теперь образующиеся усадочные пустоты могут заполняться только обогащённой примесями жидкостью из соседних вышележащих микрообъемов в соответствии с вышеописанным механизмом.

Ствол внеосевой неоднородности в процессе его роста остаётся в жидком состоянии значительно дольше окружающего металла. Этим можно объяснить некоторые особенности его строения.

Вернёмся к рис.7.2 и попытаемся дополнительно обсудить различия в структуре наружной и внутренней границы ствола. Плотная сглаженная граница слева (по отношению к тепловому центру слитка она является наружной) могла сформироваться в результате продолжительного контакта обогащённого расплава с окружающим металлом.

лом. Температура затвердевания этого расплава, заполнившего ликвационный канал, существенно ниже, чем у основного металла. Вследствие этого, канал долго остаётся в жидком состоянии и обменивается атомами с окружающими кристаллами. При этом с «холодной» внешней стороны в расплав переходят преимущественно атомы примесей и дополнительно обогащают его, тогда как атомы основного компонента оседают на относительно гладкой границе, состоящей из мелких кристаллов. С «горячей» внутренней стороны канал сообщается с соседними междендритными участками, из которых в него перетекают по мере усадки менее обогащённые примесями капли расплава. Эти микропотоки препятствуют образованию сплошной границы твердой и жидкой фаз и несколько разбавляют примыкающие слои расплава. Отметим, что «эффективность» двух процессов неодинакова. Накопление примесей у «холодной» границы и их отвод в объём расплава происходит медленно, со скоростью, определяемой диффузией, в то время как относительно «свежий» металл перетекает в канал «механически» с гораздо большей скоростью.

В результате описанных процессов в канале возникает градиент концентраций по его сечению: ликвирующих примесей у гладкой границы больше, чем у рыхлой (рис.7.8).

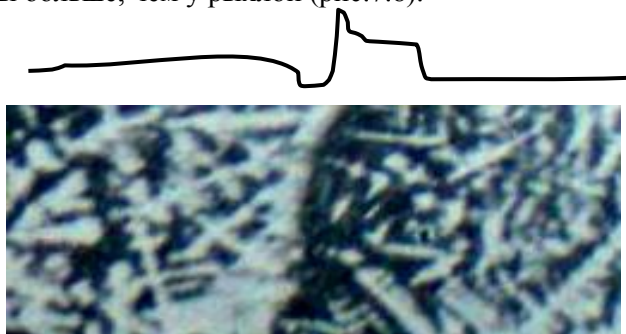


Рис.7.8. Профиль концентрации примесей в зоне ликвационного шнура. Минимум соответствует кристаллам, выросшим на «холодной» сглаженной границе шнура, максимум – в ликвационном канале непосредственно у «холодной» границы.

Fig.7.8. Concentration profile of impurities in the freckle area. The minimum corresponds to crystals, grown at the “cold” smoothed boundary of channel, peak – in the channel immediately at the “cold” boundary.

Поэтому, когда температура в зоне ликвационного шнура снижается до точки его затвердевания, направление кристаллизации опре-

деляется не теплопроводом, а распределением по сечению канала примесей и соответствующей этому распределению температуры ликвидус. Этот фактор тем действеннее, что фактическая температура по обе стороны канала к рассматриваемому моменту времени примерно одинакова.

Образовавшиеся внутри канала дендриты, как можно судить по рис.7.2, явно связаны с остовом дендритов с внутренней, «горячей» стороны. Отдельные кристаллы, имеющие пирамидальную форму, всегда обращены основанием к этой стороне, а вершиной – внутрь канала. Такая картина возможна лишь в случае, если ликвационный канал затвердевает в направлении от оси слитка к периферии.

Мы уже отмечали, что ликвационный шнур формируется не одновременно, а растёт постепенно, снизу вверх. Этим можно объяснить характерный для обычных слитков наклон шнуров в сторону оси слитка. Их траектория является результатом сложения двух векторов: горизонтального (перемещения фронта затвердевания) и вертикального (роста ликвационного шнура). Каждой точке этой траектории соответствует примерно одинаковое состояние процесса затвердевания, при этом естественно предположить, что чем ближе к тепловому центру слитка, располагающемуся в его верхней части, тем дальше от края слитка и позднее наступает это состояние.

Завершая анализ условий образования внеосевой неоднородности, стоит описать ещё один интересный эпизод: в партии слитков сплава ХН62ВМЮТ диаметром 400 мм при контроле макроструктуры поперечных темплетов была обнаружена краевая точечная неоднородность. Пятна повышенной травимости не отличались от обычной внеосевой неоднородности, также занимали кольцевую область, но область эта была смещена к самому краю заготовки.

Обратили внимание на одну особенность слитков: корона на значительной части их поверхности уже во время выгрузки из кристаллизатора отваливалась от слитка (см. рис.5.9). Причиной этого было захлаживание периферийной части ванны, вызванное тем, что переплав вели на длинной дуге. Снизили напряжение, стали получать слитки с приваренной короной, и краевая неоднородность исчезла.

Есть все основания полагать, что описанный дефект – полный аналог обычной внеосевой неоднородности. Образовался он в результате низкого температурного градиента перед фронтом затвердевания у края слитка (подтверждение – тепла было недостаточно даже для приваривания к короне) и развития широкой двухфазной зоны с преимущественно вертикальной её ориентировкой.

Всё это лишь дополнительно подтверждает представленные выше соображения о механизме образования внеосевой неоднородности, действующем, по-видимому, вне зависимости от методов получения слитков.

7.1.2. Радиальная неоднородность (пятнистая ликвация).

В конце 50-х – начале 60-х г.г., при освоении нового в то время процесса ВДП, в слитках обнаружили характерный дефект макроструктуры, получивший в отечественной литературе название «пятнистая ликвация» или «пятнистая неоднородность» (за рубежом – «radial segregation», «freckles»). Очень скоро удалось связать дефект с наблюдаемым во время переплава вращением жидкой ванны (одним из первых исследователей это, кажется, сделал Г.Н.Окороков [53]). Электромагнитная природа вращения и меры по его устранению подробно рассмотрены в главе 2. Здесь наша задача – описать особенности дефекта, и - по возможности – механизм его образования.

И в слитках ВДП, и в изготовленных из них поковках или прокате, пятнистая неоднородность выявляется в виде небольших участков повышенной травимости. На продольных темплетях они ориентированы преимущественно вдоль контура жидкой ванны, на поперечных – направлены радиально со смещением, создающим картину завихрения (рис.7.9 и 7.10).

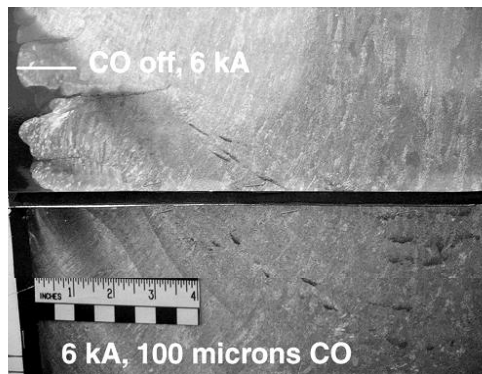


Рис.7.9. Пятнистая ликвация в зоне подплавления в слитке ВДП Ø520 мм сплава Alloy 718 [52]. Переплав при 6 кА, длине дуги 50 мм, давлении CO 0,1 мм рт. ст.

Fig.7.9. Freckles formed in melt-back region during VAR of Alloy 718, 520 mm diameter ingot, 6 kA, 50 mm gap; P_{CO} – 0.1 mm Hg [52].

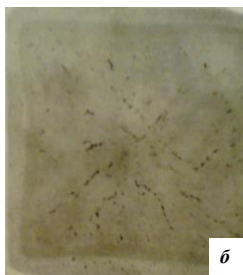
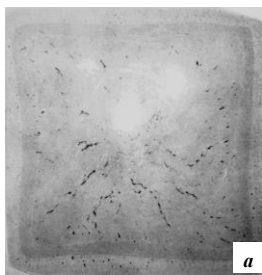


Рис.7.10. Пятнистая ликвация в структуре (а) и на серном отпечатке (б) ковальной заготовки стали ШХ15 из слитка ВДП диаметром 320 мм. Поперечные темплеты.

Fig.7.10. Freckles in the macrostructure (a) and on the sulfur print (b) of the forged billet from 320 mm dia. VAR ingot. Ball bearing steel. Transversal slices.

Картина, представленная на рис.7.9, получена в результате временного повышения давления в кристаллизаторе до 100 мкм рт.ст. за счёт напуска окиси углерода. Это привело к сжатию дуги и вызвало медленное вращение, как дуги, так и поверхности ванны. По мнению авторов [52], перемещение дуги приводит к циклическому процессу: затвердевший ранее металл подплавляется, и в этой зоне формируются участки неоднородности, располагающиеся параллельно следам предполагаемого подплавления. Безусловным в данном случае является то, что ликвационные пятна действительно размещаются вдоль фронта затвердевания. Как видно из рис.7.9, после откачки СО (этот момент отмечен на фото стрелкой и надписью «СО off»), образование ликвационных пятен прекратилось.

Аналогичное показанному на рис.7.9 «завихрённое» расположение ликвационных пятен можно наблюдать и в заготовках, полученных центробежным литьём (рис.7.11).

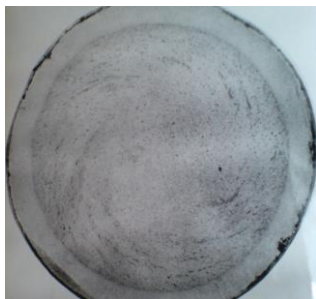


Рис.7.11. Макроструктура слитка стали ШХ15, диаметром 150 мм полученного заливкой во вращающуюся изложницу.

Fig.7.11. Microstructure of the 100Cr6 steel ingot 150 mm dia. poured to the rotating mold.

Электромагнитная природа вращения жидкой ванны при ВДП предопределяет повышенную склонность к образованию дефекта ферромагнитных марок стали, прежде всего, - конструктивных и

подшипниковых. Внешнее магнитное поле в таких электродах концентрируется, под электродом наблюдается значительная вертикальная составляющая поля, действующая на протекающий в поверхностном слое ванны ток. При переплаве коррозионноустойчивых аустенитных марок дефекта не наблюдали. В то же время в зарубежной литературе. (F.Zanner и др. [52]) описаны случаи выявления неоднородности рассматриваемого типа в жаропрочных сплавах, содержащих в своём составе ниобий:

Сплав	C	Si	Mn	Cr	Ni	Co	Mo	Ti	Al	Nb
Alloy 718	0,05	0.3	0.4	18	53	1.5	3	0.8	0.4	5
Alloy 625	<0,025			22	осн		9			3,5
Alloy 706	<0,06	<0,35	<0,35	16	42	<1		1,8	0,4	3

Примечание. В сплавах 718 и 706 остальное – Fe. В сплаве 706 0,006 % бора.

В нашей работе [54] вращение ванны и его остановку вызывали включением и выключением соленоида, намотанного поверх кристаллизатора. На плавке стали ШХ15 в кристаллизаторе диаметром 130 мм зафиксировали жидкую ванну добавкой сернистого железа и через некоторое время включили соленоид. На серный отпечаток, снятый с продольного темплата слитка (рис.7.12), нанесено расчётное положение контура жидкой ванны в момент включения соленоида, отмеченное цифрой 1. Перед выключением соленоида в слиток также ввели FeS, а контур 2 соответствует моменту, когда вращение прекратилось.

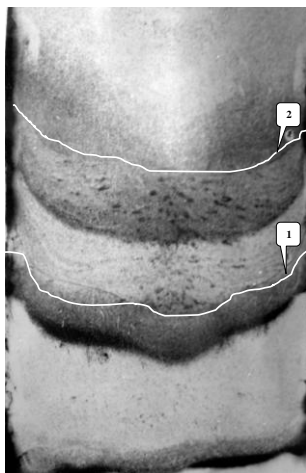


Рис.7.12. Серный отпечаток с продольного разреза слитка с искусственно вызванным образованием пятнистой неоднородности. Кристаллизатор $\varnothing 130$ мм, сталь ШХ15. Контур 1 и 2 соответствуют моментам включения и выключения соленоида.

Fig.7.12. Sulfur print from longitudinal section of the VAR ingot with intentionally generated radial freckles. Mold 130 mm dia. Ball bearing steel. Bath contours 1 and 2 correspond to solenoid switching on and off.

Очевидно, что все ликвационные пятна образовались при включённом соленоиде. Вблизи поверхности слитка обогащённые примесями участки ориентированы также, как и на рис.7.12, параллельно контурам ванны, но в осевой зоне они расположены иначе, под большим углом к контуру.

В главе четвёртой было показано, что сера, введённая в слиток, фиксирует промежуточную границу твёрдой и жидкой фаз, находящуюся между изотермами начала и конца затвердевания.

С учётом этого, можно предположить, что участки пятнистой ликвации формируются в глубине двухфазной области сразу после начала вращения жидкой ванны. Подтверждение можно обнаружить при внимательном рассмотрении дендритной структуры фрагментов слитка, изображённого на рис.7.13.

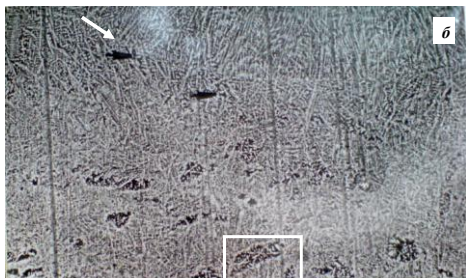


Рис.7.13. Фрагменты продольного разреза слитка, представленного на рис.7.12 (x3).

Травление реактивом Обергоффера. *a* – начало, *b* – окончание вращения ванны; моменты включения и выключения соленоида обозначены светлыми стрелками, тёмные стрелки указывают на зародыши ликвационных пятен. *в* – фрагмент, выделенный рамкой на рис.*б*.

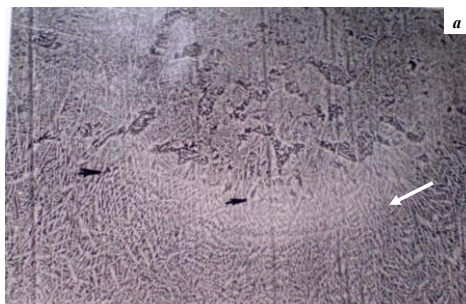


Fig.7.13. Fragments of longitudinal section of the VAR ingot with intentionally generated freckles, presented at Fig.7.12.(x3). Etching by Obbergoffer. *a* – start, *b* – termination of the bath rotating; moments of solenoid on and off switching are indicated by the light arrows, dark



arrows are pointing to the nucleus of freckles. *в* – fragment selected by the frame at *б*.

Выше светлой стрелки, обозначившей на рис.7.13а контур ванны в момент начала вращения, ориентированная дендритная структура постепенно сменяется неориентированной. В непосредственной близости от этого контура появляются первые зародыши ликвационных пятен размером 1...3 мм. На расстоянии 8...10 мм структура становится полностью равноосной, и ликвационные пятна достигают размеров 3...6 мм и более. О чём это свидетельствует?

Вращение металла, прежде всего, воздействует на распределение температуры по глубине ванны. В неподвижной ванне тепло распространяется из «горячей» зоны под электродом во все стороны равномерно, и при небольшой глубине, не превышающей радиуса слитка, у фронта затвердевания во всех точках наблюдается значительный градиент температуры. Вследствие этого в слитке преобладают столбчатые дендриты.

В условиях вращения картина теплораспределения меняется. Поскольку металл движется преимущественно в горизонтальной плоскости, ускоряется теплоотвод к стенке кристаллизатора, а количество тепла, поступающего к фронту затвердевания в осевой части слитка, уменьшается. Это подтверждают результаты измерения температуры в подэлектродной области ванны [54], представленные на рис.7.14. В поверхностном слое температура на плавках с вращением оказалась на 70 °С ниже, чем при спокойной ванне (перегрев над температурой плавления снизился при этом со 140 до 70 °С). Судя по наклону кривых на рис.7.14, при этом существенно ниже и градиент температуры у фронта затвердевания.

О том, как в подобных условиях меняется структура слитка, можно получить представление, сравнив два фото на рис.7.15.

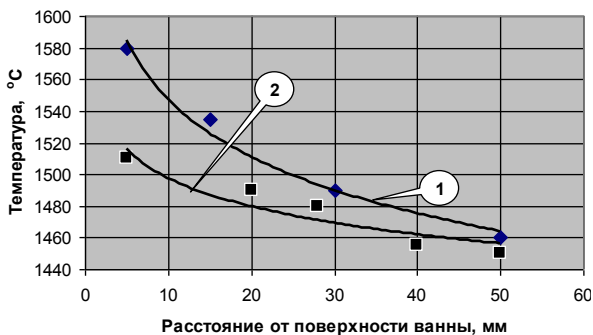


Рис.7.14. Влияние вращения ванны при ВДП на температуру металла под электродом. 1 - без вращения; 2 - с вращением. Сталь ШХ15. Кристаллизатор Ø130 мм, 1,5 кА

Fig.7.14. Effect of the bath rotation on the metal temperature under electrode. 1 –no rotation; 2- rotation on. Ball bearing steel. Mold 130 mm dia., 1.5 kA.

На рис.7.15а в слитке обычного ВДП преобладают столбчатые кристаллы, тогда как при переплаве с вынесенной из кристаллизатора дугой (схема такого процесса показана в главе 4 на рис.4.4) в слитке наблюдаются преимущественно мелкие равноосных кристаллы. Разница между двумя способами плавки состоит в том, что при обычном ВДП поверхность ванны нагревается дугой, а при вынесенной дуге ванна тепла не получает. Как было показано ранее, жидкий металл поступает в ванну при температуре плавления, и, следовательно, затвердевает при нулевом градиенте температуры на фронте кристаллизации. Это и является причиной формирования мелкозернистой равноосной структуры.

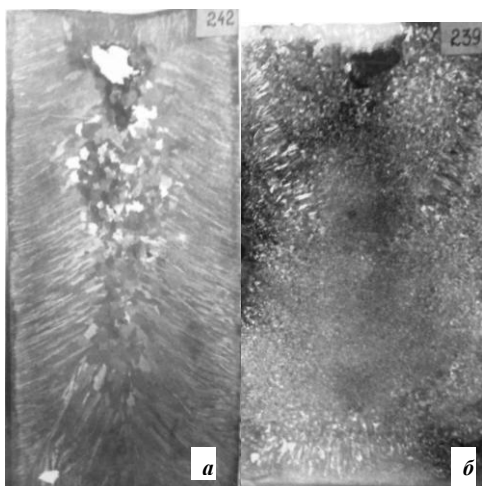


Рис.7.15. Макроструктура слитков ВДП сплава ХН77ТЮР. Кристаллизатор $\varnothing 130$ мм, 1,5 кА. *а* – обычный переплав; *б* – переплав с вынесенной дугой (см.рис.4.4).

Fig.7.15. Macrostructure of VAR ingots of CrNi77TiAlB Alloy. Mold 130 mm dia. *a* – conventional remelt; *б* – remelt with removed arc (see Fig.4.4)

Ещё одно следствие низкого температурного градиента – большая протяжённость зоны двухфазного состояния. В сочетании с неориентированной структурой в широкой двухфазной зоне складываются условия, способствующие образованию относительно крупных участков с повышенной концентрацией примесей. Это можно проиллюстрировать рис.7.16, на котором показано дендритное строение слитка ВДП стали ШХ15, переплавлявшегося также по варианту с вынесенной дугой. Не напоминает структуру слитка с пятнистой ликвацией?

Здесь нет направленного движения металла, как в случае обычного ВДП с вращением ванны, и единственным фактором, повлиявшим на дендритную структуру, могла явиться низкая температура ванны.

Подобно тому, как это происходит при образовании внеосевой неоднородности, в глубине широкой двухфазной области могут возникать участки, в которых компенсация усадки металла возможна лишь за счёт заполнения микропустот, образующихся в междендритных промежутках, обогащённой жидкостью из соседних аналогичных промежутков.



Рис.7.16. Фрагмент дендритного строения слитка стали ШХ15. Кристаллизатор $\varnothing 130$ мм, 1,5 кА, переплав с вынесенной дугой.

Fig.7.15. Fragment of VAR ingot remelted with removed arc. Ball bearing steel. Mold 130 mm dia. 1.5 kA

Таким образом, мы убедились, что образованию при ВДП ликвационной неоднородности в условиях вращения ванны способствует снижение температуры ванны и температурного градиента у фронта затвердевания, следствием чего является широкая, плохо пропитываемая двухфазная зона и «запутанная» сетка неориентированных дендритов.

Вернёмся к рис.7.13 и обсудим дополнительно некоторые особенности представленных на нём структур. На рис.7.13а отчётливо видна граница ванны в момент начала вращения. Однако ориентированные дендриты наблюдаются и выше этой границы. Причину этого

можно усмотреть в том, что зафиксированная граница расположена внутри двухфазной зоны, где наряду с остатками жидкой фазы уже имеются столбчатые дендриты, сформировавшиеся ранее, до начала вращения. Переход к равноосной структуре становится возможным только при образовании новых кристаллов выше границы начала затвердевания в момент включения соленоида.

Одно из отличий дендритного строения ликвационных участков состоит в том, что все они имеют круговую нетравящуюся светлую оторочку. Её толщина соизмерима с толщиной первичных дендритов, а состоит она, как видно из 7.13в, из оплавленных ветвей дендритов. В связи с повышенной концентрацией примесей ликвационный участок в течение значительного времени остаётся расплавленным в окружении полностью затвердевшего металла. На внутренней поверхности оторочки в этот период дополнительно переходят в твёрдую фазу атомы основы, несколько увеличивая толщину светлого слоя. Дендриты внутри ликвационного пятна автономны, они не соприкасаются с его границами. Такая картина может свидетельствовать о зарождении кристаллов внутри изолированного ликвационного участка в результате термического переохлаждения.

В предыдущем разделе мы убедились, что внеосевая неоднородность также сопровождается светлой оторочкой, но там она является односторонней, а не круговой. Со стороны теплового центра слитка участки неоднородности «открыты», и дендритные кристаллы растут внутри ликвационных зон на подложке из ранее выросших здесь дендритов.

Изложенные только что сведения относятся в основном к углеродистым и низколегированным сталям. В них ликвирующими компонентами являются элементы, снижающие плотность металла: прежде всего, углерод, сера и фосфор.

В жаропрочных сплавах на никелевой основе концентрация перечисленных элементов обычно низка, и на этом фоне особенно заметна ликвация ниобия, содержание которого составляет нередко 3...5 %. Так, согласно описанию авторов работы [52], из которой заимствован рис.7.17, в участках представленной на нём радиальной неоднородности наблюдается повышенное содержание ниобия, а в слаботравящихся прилегающих зонах – пониженное.

Сравним между собой ликвационные пятна на рис.7.17 и 7.13. Очевидно, что в отличие от высокоуглеродистой стали, в сплаве Alloy 718 (5% Nb), вокруг участков неоднородности нет светлой оторочки. Граница ликвационного пятна с окружающим металлом обла-

дает характерным строением. С одной стороны (на рис.7.13 - с верхней) она «рыхлая», образована множеством дендритов, проросших в зону ликвации, с противоположной – ровная, гладкая. Концы дендритов здесь выглядят оплавленными.

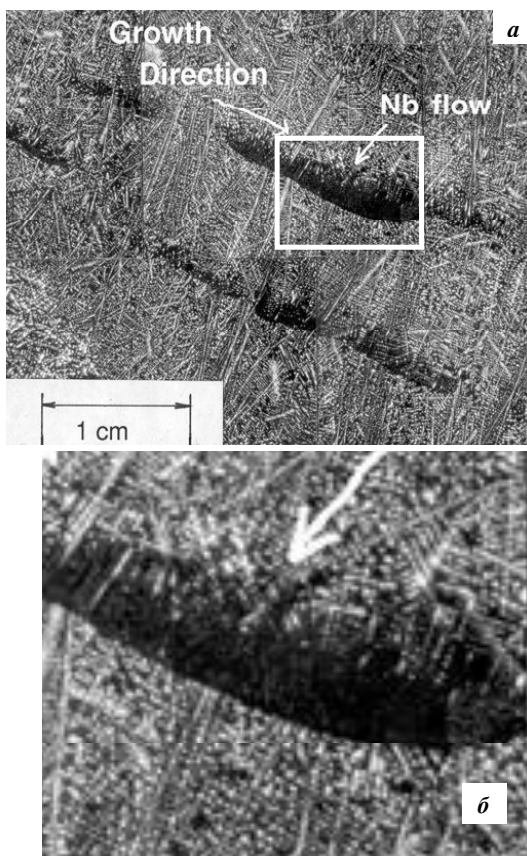


Рис.7.17. Участки неоднородности в слитке ВДП диаметром 520 мм жаропрочного сплава Inconel 718 (F.Zanner et al [52]). Переплав при 100 мкм СО. Середина радиуса слитка. Стрелками указано направление роста шнуров и потока Nb (тёмные участки обогащены этим элементом, светлые - обеднены); **б** – увеличенный фрагмент снимка, выделенного рамкой на снимке **а**.

Fig.7.17. Freckles at mid-radius, 520 mm VAR ingot of Alloy 718 (F.Zanner et al. Remelt at 100 μm CO. The dark etching channels are rich, and light etching areas are lean in Nb. Growth direction is from upper left to lower right. Nb flow is as indicated by the arrow. Cross sections are pencil shaped (comments are by F.Zanner et al [52]). **б** – scaled-up fragment selected by the frame at **а**.

Ещё одно существенное отличие состоит в том, что дефект в жаропрочном сплаве окружён со всех сторон столбчатыми дендритами, их ориентировка перед пятном и после него одинакова. Столбчатая структура свидетельствует о сохранении заметного температурного градиента у фронта кристаллизации и в момент образования ликвационного пятна. Причину этого можно усмотреть в относительной кратковременности эпизодов вращения ванны, вызываемого сжатием дуги при переплаве в атмосфере СО. В каждом из таких эпизодов успевает начаться движение металла у границы затвердевания. Оно вызывает тангенциальные смещения междендритной жидкости в верхней, близкой к ликвидусу, части двухфазной зоны. Эти смещения, объединяя микроскопические капли обогащённого примесями металла в более крупные, приводят к образованию ликвационных участков.

Вероятно, имеет значение и ещё одно следствие движения жидкого металла относительно двухфазной зоны: оно смещает в сторону вершины ориентированных дендритов. При температуре, близкой к точке начала затвердевания, эти вершины не обладают жёсткостью и ведут себя подобно морским кораллам, колеблемым движением воды. Это может нарушать питание глубинных участков двухфазной зоны «свежим» металлом из жидкой части слитка и способствовать росту обогащённых примесями объёмов преимущественно за счёт ближайшего окружения - поступления обогащённой жидкости из соседних междендритных промежутков. Оставаясь в течение некоторого времени в жидком состоянии, эти участки способны также оплавливать сформировавшиеся ранее дендриты. Конечное состояние границ такого участка определяется соотношением концентраций и температур на верхней и нижней границе к моменту его полного затвердевания.

Авторы [52] полагают, что ликвационный участок обогащается ниобием за счёт его «индивидуального» переноса из соседних междендритных промежутков (это подчёркнуто стрелкой на фото).

На наш взгляд, точнее всё же предположить, что избыточный ниобий переносится с обогащённой междендритной жидкостью. Такому переносу в рассматриваемом случае способствует не только засасывание этой жидкости для заполнения образующихся пустот, но, возможно, и её повышенная плотность. Не стоит, однако, преувеличивать роль этого обстоятельства, так как скорость движения жидкости в канале под действием силы тяжести зависит разве что от смачиваемости стенок канала, но не от плотности жидкости.

В заключение вернёмся к не вызывающему сомнений фактору, которому сопутствует появление в слитках ликвационной неоднородности, – движению жидкой фазы. До сих пор мы рассматривали косвенные следствия этого движения, способные приводить к образованию ликвационных участков. Однако не исключено, что главной причиной является прямое влияние движения жидкости относительно двухфазной зоны. Это не только соответствует распространённой гипотезе о роли конвективных потоков в образовании внеосевой неоднородности в обычных стальных слитках [55], но и подтверждается экспериментально.

Так, на рис.7.18, построенном по данным [56], видно заметное усиление ликвации с увеличением скорости перемещения жидкой фазы относительно фронта затвердевания.

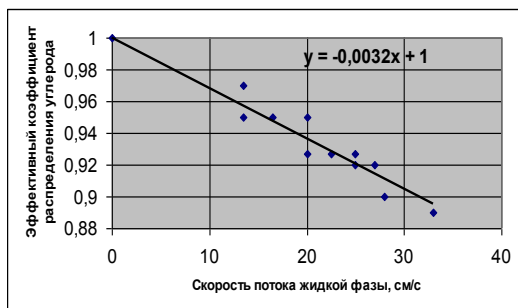


Рис.7.18. Влияние скорости потока жидкой фазы на эффективный коэффициент распределения углерода в непрерывнолитом слитке углеродистой стали (по данным [56])

Fig.7.18. Effect of the bulk liquid flow rate on the carbon effective distribution coefficient in high carbon continuously cast steel (on [56] data).

По мере того, как предположения о механизме образования ликвационной неоднородности в слитках ВДП смогут всё полнее объяснять имеющуюся сумму фактов, можно рассчитывать на превращение этих предположений в полноценную теорию.

7.1.3. Светлый контур и его связь с режимом переплава и формой ванны

При описании в предыдущих параграфах слаботравящийся утолщённой границы дефектных участков высказано предположение, что подобное утолщение является следствием более или менее длительного сосуществования твёрдой и жидкой фаз – диффузионного обмена атомами во время остановки фронта затвердевания. Причиной ос-

тановки в случае образования ликвационной неоднородности может быть местное обогащение ограниченного объёма примесями и соответствующее снижение температуры затвердевания. Другой причиной может явиться поступление в зону затвердевания мощного потока тепла, уравнивающего теплоотвод после отхода слитка от стенки кристаллизатора. Такое равновесие нередко наблюдается в самой верхней части ванны, как при ВДП, так и при других переплавных процессах.

При переплаве электродов квадратного сечения в кристаллизаторах диаметром 500 мм и более причиной остановки может явиться местное проплавление корки в зоне, примерно противостоящей ребру электрода. В работе, выполненной с участием автора на заводе «Днепроспецсталь», установили, что эта зона несколько смещена по окружности относительно ребра, где слиток дольше сохраняет контакт с кристаллизатором. Корка проплавляется там, где этот контакт утрачен, но дуга горит относительно близко к краю ванны.

В результате проплавления часть жидкого металла проливается в зазор между слитком и кристаллизатором, на поверхности слитка с четырёх сторон образуются натёки (рис.7.19). Толщина таких натёков (наплывов) составляет 5...8 мм, площадь меняется в широких пределах, достигая иногда 1000 мм².

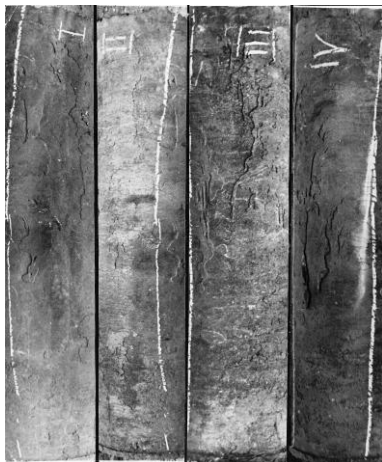


Рис.7. 19. Наплывы на поверхности слитка стали 12Х2Н4А-ВД диаметром 500 мм. Электрод кв.320 мм. Ток 10 кА. Слиток сфотографирован с 4-х сторон.

Fig.7.19. Inleakages at the VAR ingot surface. 12Cr2Ni4A steel. Ingot 500 mm dia. Electrode 320x320 mm. Current 10 kA. Photos are made from 4 sides of the ingot.

Единовременный отток из ванны значительного количества металла (зоны проплавления обычно расположены на одном горизонте) приводит к скачкообразному уменьшению её глубины (в слитке Ø500 мм – на 5...10 мм). Тепловой поток от дуги к фронту затверде-

вания временно увеличивается, останавливая его продвижение.. Следствием этого могло стать, в частности, появление светлого контура, показанного на рис.7.20.

Остановка, какой бы причиной она не была вызвана, как правило, не является продолжительной. По мере наплавления ванны и удаления её поверхности от данного участка фронта затвердевания, равновесие сдвигается в пользу теплоотвода, и возобновляется нормальное продвижение фронта.



Рис.7.20. Макроструктура поковки из слитка ВДП. Сталь 12Х2Н4А. Диаметр слитка 500 мм, электрод кв 320 мм; переплав при 10 кА; сечение поковки – кв.200 мм. Поперечный темплет.

Fig.7.20. Macrostructure of the forged billet from the VAR ingot. 12Cr2Ni4 steel. Mold 500 mm dia., electrode 320x320 mm; remelt at 10 kA, billet cross-section 200x200 mm. Transversal slice.

Читателю, не пропустившему главу 6, и особенно, раздел, посвященный формированию слитка при переплаве, ясно, что остановка продвижения фронта тем длительнее, чем выше ток переплава в кристаллизаторе данного диаметра, и чем больше тепла поступает в зону затвердевания. Яркая иллюстрация этого - представленный на рис.7.21 фрагмент серного отпечатка с продольного разреза слитка диаметром 1120 мм, переплавлявшегося при разной силе тока с фиксацией жидкой ванны добавками сернистого железа (полностью отпечаток воспроизведён на рис.4.1). Яркие светлые полосы окаймляют на отпечатке вертикальную или близкую к вертикальной часть границы жидкой ванны с затвердевшим металлом. Нетипичный случай представляет собой полусферическая яркая полоса, образовавшаяся вследствие проплавления ранее затвердевшей части слитка после перехода с тока 30 кА на 39 кА. Однако и в том, и в другом случае

светлая полоса появилась в результате задержки продвижения фронта затвердевания. В отличие от «концентрационной» остановки при формировании внеосевой и пятнистой неоднородности, здесь мы, также как и при переплаве электрода квадратного сечения, имеем дело с остановкой «тепловой», связанной с поступлением к фронту избыточного тепла.

На поперечных макротемплетах литого и деформированного металла дефект, который получил название «светлый контур», представляет собой обычно замкнутую светлую линию небольшой толщины (см. рис.7.20). Пониженная травимось связана с тем, что в зоне светлого контура содержание ликвидирующих примесей меньше, чем в основном металле (табл.7.1).

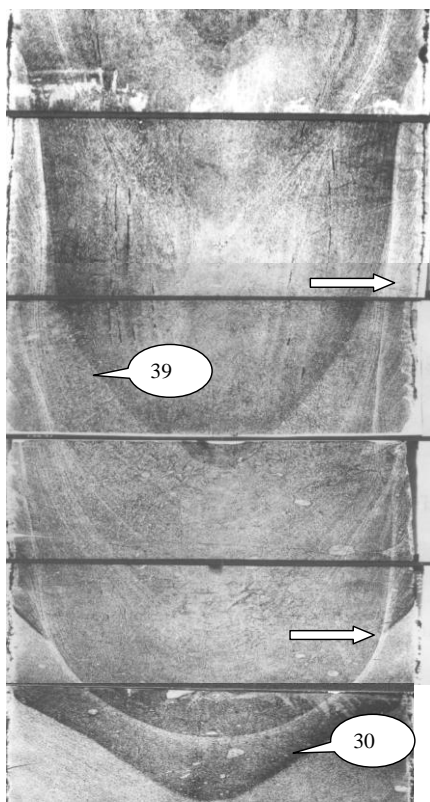


Рис.7.21. Средняя по высоте часть серного отпечатка с продольного разреза слитка ВДП диаметром 1120 мм. Сталь 22К. Зона перехода от 30 к 39 кА (числа в выносках – ток при котором зафиксирована ванна) Стрелками показаны краевые светлые контуры при стабильном плавлении на высоком токе и полусферический контур в переходной зоне, проплавленной после повышения тока.

Fig.7.21. Intermediate part of the sulfur print of VAR ingot 1120 mm dia. Steel grade 22K. Transition from 30 to 39 kA zone (numbers in leaders – melting current at the moments of FeS addition). Arrows point to the periphery light contours under high current and semispherical contour in the transition zone, back melted after rise of current.

Толщина светлого контура явно зависит от продолжительности остановки затвердевания, и так как рост самого контура происходит в

темпе, определяемом диффузией, то его можно описать известным выражением:

$$\delta = \sqrt{2D\tau},$$

где: δ :- толщина контура;

D – коэффициент диффузии;

τ - время диффузионного роста (остановки фронта).

Таблица 7.1

Сравнение содержания углерода и серы в зоне светлого контура и в основном металле (сталь 12Х2Н4А, слиток Ø400 мм) [24]

Место отбора стружки	Содержание углерода, %	Содержание серы, %
Светлый контур	0,14...0,16	0,007...0,008
Основной металл	0,15...0,17	0,009...0,010

Продолжительность остановки фронта затвердевания в слитке ВДП можно оценить путём анализа формы ванны. Достаточно принять во внимание, что при неизменном режиме переплава остановке соответствует вертикальный участок на контуре ванны (к случаю повышения тока это не относится). В течение времени, необходимого для наплавления слитка на высоту этого участка, фронт не продвигался вглубь слитка, оставаясь на месте.

Рассчитаем время остановки фронта в слитке, показанном на рис.7.21, при величине тока 39 кА. Скорость плавления стали 22К при этом токе составила 21,8 кг/мин, а линейная скорость наплавления слитка диаметром 1120 мм – 0,0034 см/с (см. табл.4.17). Высота вертикального участка фронта при 39 кА составила, судя по серному отпечатку, примерно 55 см. Разделив эту величину на линейную скорость, получаем время остановки – $55/0,0034 = 16200$ с (270 мин). Приняв коэффициент диффузии равным $5 \cdot 10^{-5}$ см²/с, определим по приведенной выше формуле вероятную толщину светлого контура:

$$\delta = \sqrt{2 \times 5 \times 10^{-5} \times 16200} \approx 1,3 \text{ см.}$$

Приложив линейку к фото 7.18, обнаружим, что полученный результат удовлетворительно согласуется с фактической толщиной контура.

Светлый контур кристаллизуется в условиях, которые в предыдущей главе рассматривались в качестве необходимых для существования плоского, или близкого к плоскому, фронта. Градиент темпера-

туры высок настолько, что соответствующий ему поток тепла оставяет поступательное перемещение фронта затвердевания (линейная скорость, рассчитанная по толщине светлого контура и длительности остановки, составляет $1,3/16200 \approx 8 \times 10^{-5}$ см/с). Величину градиента оценим, допустив, что его величина на фронте затвердевания и в твёрдой корке одинакова. Расстояние от светлого контура до поверхности слитка составляет 9 см. Так как слиток в этой зоне прижат к кристаллизатору, температура поверхности невысока и может быть принята равной 500°C . При этом перепад температур между точкой начала затвердевания и поверхностью составит ориентировочно 1000°C . Следовательно, величина градиента температуры: $1000/9 \approx 110^\circ\text{C}/\text{см}$. Отношение градиента к скорости перемещения фронта, вычисленное по полученным значениям, оказывается равным $110/8 \cdot 10^{-5} \approx 1,4 \times 10^6^\circ\text{C} \cdot \text{с}/\text{см}^2$. Аналогичное отношение, рассчитанное в предыдущей главе для условий распада плоского фронта в сплаве Al - 5 % Cu, не отличается по порядку величины. Не противоречит результатам выполненного расчёта и кристаллическое строение металла в зоне светлого контура (рис.7.22)..

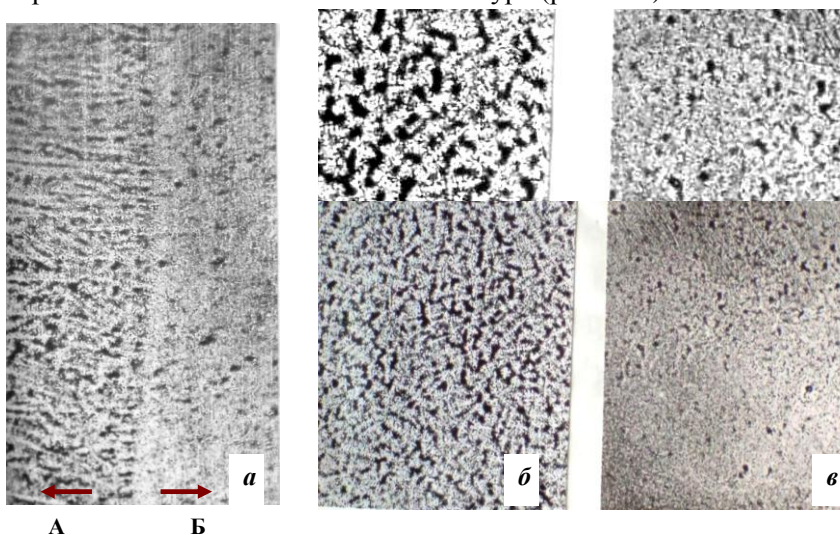


Рис.7.22. Кристаллическое строение светлого контура, $\times 5$. *а* - продольный разрез (поверхность слитка справа); *б* и *в* – тангенциальные разрезы: вид по стрелкам А и Б, вверху увеличенные фрагменты ($\times 10$).

Fig.7.22. Crystalline structure in the light contour zone, $\times 5$. *a* - longitudinal section (ingot surface is to the right); *б* and *в* – tangential sections: views along arrows A and Б, at the top - enlarged fragments ($\times 10$).

На продольном шлифе здесь представлена структура собственно светлого контура (правая половина) и переходная зона неразветвленных ячеистых дендритов

Было бы рискованно назвать светлый контур монокристаллом: при повышенном увеличении можно различить в нём мелкие штрихи, напоминающие элементы дендритов. Кроме того, и на продольном, и на поперечном разрезе наблюдаются точечные дефекты – пятна повышенной травимости, реальный размер которых составляет доли миллиметра. Отметим, что эти пятна окружены, подобно рассмотренным в предыдущих параграфах дефектам, осветлёнными микроучастками (см. рис.7.22*в*). Механизм появления таких оторочек один и тот же - диффузионное перераспределение примесей – переход из кристалла в обогащённые и поэтому остающиеся в жидком состоянии объёмы.

*

*

*

Таким образом, разные по внешним признакам ликвационные дефекты слитков ВДП в основе своей представляют результат одного и того же явления – избирательной кристаллизации, которая, в свою очередь, связана с разной растворимостью элементов в жидкой и твёрдой фазе. Появление светлого контура и внеосевой неоднородности удаётся предупредить выбором оптимального режима переплава, обеспечивающего проведение процесса при неглубокой,пологой жидкой ванне.

Главное условие отсутствия в слитках ВДП пятнистой (радиальной) неоднородности – проведение переплава на печах с токоподводом, исключаяющим появление в зоне плавления магнитных полей, способных вызвать вращение жидкого металла.

Из списка литературы

24. **Сергеев А.Б., Швед Ф.И., Тулин Н.А.** Вакуумный дуговой переплав конструкционной стали.- М.: - Металлургия.-1974.- 192 с., ил.
50. **Хворинов Н.И.** Кристаллизация и неоднородность стали (пер. с чешского). М: Машгиз.- 1958.- 392 стр.
51. **Тареев В.М.** В сб. «Стальной слиток».- М: Металлургиздат.- 1952.- С. 40-56.
52. **Zanner F.J., R.L.Williamson, and R.Erdmann/** On the origin of defects in VAR ingots//Proc. 2005 Symposium on Liquid Metal Processing, publ. ASM New York: 2005.- P. 13-20.

53. **Огороков Г.Н.** В кн. Вакуумная металлургия.- М: Metallurgizdat.- 1962.- С. 206-240.
54. **Карякин А.П., Швед Ф.И., Смирнов Ю.Д.**/ Природа и механизм образования пятнистой ликвации в слитках вакуумного дугового переплава.- Сталь.- 1970.- № 1.- С. 62-64.
55. **Смирнов Ю.Д.** О природе химической неоднородности стальных слитков// Проблемы стального слитка.- Тр. 7 конф. по слитку.- М.: Металлургия.- 1978.- С. 62-70.
56. **Murakami K., H.Aihara and T.Okamoto**/ Negative segregation due to bulk liquid flow during solidification of alloy.// Trans. ISIJ, v.25 (1985), P. 1212-1219.