

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО
ВОЗДЕЙСТВИЯ МАЛОЙ УДЕЛЬНОЙ МОЩНОСТИ
НА МИКРОСТРУКТУРУ ЛИТОЙ И ТЕРМИЧЕСКИ
ОБРАБОТАННОЙ СТАЛИ С 0,3% С**

**С. И. Семькин, к. т. н., Т. С. Голуб, к. т. н., А. Ю. Борисенко, к. т. н.,
А. А. Кононенко, к. т. н., А. А. Тараненко*, Баскевич А. С., к. ф-м. н.****

Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины,

**ГП «Научно-исследовательский трубный институт им. Я. Е. Осады»*

***ГВНЗ «Украинский государственный химико-технологический университет»*

Актуальность работы. В связи с возрастающими требованиями к качеству и физико-механическим свойствам стальной металлопродукции все больше внимания уделяется электромагнитным способам обработки жидкой стали на разных этапах ее производства и кристаллизации, например при непрерывной разливке [1]. Характерной чертой известных устройств электромагнитной обработки является их высокая мощность и энергия воздействия на расплав, вызывающие усилия в десятки раз превышающие гравитационные. Это позволяет интенсивно перемешивать жидкую сталь со скоростью вращения $0,3 \dots 1,0$ м/с [2, 3]. Возникающий при этом турбулентный поток прижимает расплав к границе затвердевания, скользя вдоль фронта растущих дендритов, уплотняет литую структуру стали [4]. При этом происходит и уменьшение склонности стали к образованию неметаллических включений. Положительное влияние электромагнитного перемешивания расплава на структуру, влияющую на свойства стали, объясняется уменьшением размеров дендритов и химической неоднородности отливок за счет повышения скорости кристаллизации.

В ИЧМ НАН Украины на протяжении долгого времени ведутся разработки по применению метода электромагнитного воздействия малой мощности (на 2–3 порядка меньше обычного) при кислородно-конверторном производстве стали [5]. Воздействуя этим методом на физико-химические процессы, протекающие в железоуглеродистой сталеплавильной ванне, достигается значительное снижение энергоемкости кислородно-конверторной плавки. Данные о влиянии электромагнитного воздействия малой мощности на структуру и свойства литой стали и их изменений под действием деформационной или термической обработки отсутствуют. В связи с этим представляется актуальным выполнение указанных исследований.

Целью работы являлось установление влияния электромагнитного воздействия с низкой удельной мощностью на микроструктуру литой и в последующем термически обработанной стали с содержанием углерода 0,3%.

Материал и методика исследования. Электромагнитная обработка кристаллизующейся стали выполнялась на лабораторной установке, совместного электрического и магнитного воздействия с низкой удельной мощностью $0,1 \dots 1,0$ кВт/т.

Плавление стали осуществляли в индукционной печи ИПС-0,1. После

расплавления шихты массой ~50 кг и доводки жидкой стали до температуры 1650 °С ее разливали в два графитовых тигля: без подвода и с подводом электромагнитного воздействия. Длительность воздействия определялась временем достижения сталью температурной точки Кюри, которое составило ~15 минут.

После кристаллизации и охлаждения опытных слитков из них вырезались образцы для определения механических свойств, анализа микроструктуры и осуществления термической обработки. Содержание химических элементов в стали опытных отливок составило (% , масс.): 0,30 С; 0,34 Si; 0,3 Mn; 0,038 S; 0,044 P; 0,30 Cr; 0,1 Ni; 0,14 Cu.

Термическая обработка осуществлялась по режиму нормализации: нагрев образцов до температуры 860 °С, выдержка из расчета 1 минута на 1 миллиметр сечения образца, охлаждение на спокойном воздухе.

Результаты исследований и их обсуждение. Микроструктура литой стали с 0,3% С, не подвергавшейся электромагнитному воздействию в процессе кристаллизации и последующих твердофазных превращений аустенита, является ферритно-перлитной с ~70...75% феррита. Образование феррита происходит по границам зерен аустенита в виде массивной сетки, а также внутри зерен в виде видманштеттовой пластинчатой структуры, сочетающейся с ферритно-перлитными участками колониоподобной морфологии (рис. 1, а).

Литая сталь, подвергнутая электромагнитному воздействию при жидко–твердофазных превращениях, имеет микроструктуру качественно подобную микроструктуре стали без воздействия, но отличающуюся от нее морфологией феррита и его меньшим содержанием ~45...50%. Образование феррита наблюдается тоже по границам зерен, но с меньшей шириной ферритных промежутков. Видманштеттовы пластины феррита часто изолированы перлитом и менее кристаллографически упорядочены в своем расположении (рис. 1, б). Колониоподобные ферритно-перлитные участки в этой стали имеют меньшую величину и менее разветвлены.

В структуре обеих сталей имеются неметаллические включения, представленные преимущественно оксисульфидами, а так же частицы глобулярной морфологии, напоминающие третичный цементит. Наблюдается зависимость количества и расположения этих частиц от наличия электромагнитного воздействия малой удельной мощности.

В микроструктуре стали, не подвергавшейся электромагнитному воздействию, содержится большее количество таких частиц (рис. 1, в). Они являются внутрифазовыми и, выделяясь в феррите, относительно часто расположены в виде цепочек (строчек), пересекающих границы ферритных зерен, на которых также, но реже образуется подобного рода структура. Соединяющиеся между собой цепочки этих частиц образуют «сетку», подобную «сетке» границ зерен феррита. Таким образом, в структуре феррита имеется своего рода две системы линейных дефектов – «сеток»: 1 – границы зерен феррита, образующиеся вследствие соприкосновения растущих кристаллов α -фазы; 2 – цепочки цементитоподобных частиц, природа и механизм возникновения которых окончательно не ясны. Наблюдаются случаи

совпадения строчечных и зернограницных выделений указанных частиц.

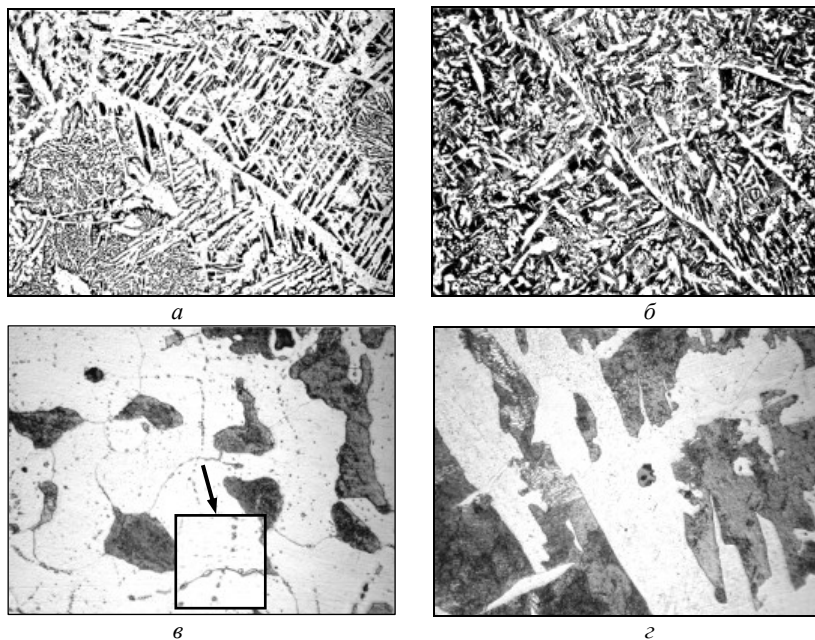


Рис. 1. Микроструктура литой стали с 0,3% С без (а, в) и с (б, з) электромагнитным воздействием: а, б – $\times 25$; в, з – 250.

В стали после электромагнитного воздействия количество цепочек цементитоподобных частиц меньше, а расстояние между ними больше; они чаще расположены «сыпью» внутри зерен. Имеются участки микроструктуры, в которых глобулы практически отсутствуют (рис. 1, з). Следует отметить, что, если образование цементита на границах зерен феррита является достаточно тривиальным случаем, то его строчечное внутрифазное расположение без видимой связи с какими-либо границами зерен необычно и заслуживает более тщательного анализа.

Известно, что внутрифазные выделения частиц при распадах твердых растворов происходят на дислокациях [6]. Это дает основание предположить, что образование цементитоподобных частиц связано с дислокационным строением исходной фазы – аустенита или феррита, из которой они выделяются. Какая из них является материнской, в данном случае сказать трудно. Если таковой является аустенит, то образование частиц происходит, также как и феррита непосредственно из γ твердого раствора. Во втором случае – сначала аустенит превращается в феррит, из которого потом выделяется цементит (или другая фаза, сейчас однозначно не идентифицируемая). Строчечное расположение частиц этой фазы

свидетельствует о существовании вполне определенной причины – фактора, обуславливающего их геометрически закономерное (линейное в плоскости сечения шлифа) образование на дислокациях. Линейное расположение дислокаций свойственно межкристаллитным границам, в частности субграницам. Поскольку признаки, свидетельствующие о возникновении таких границ в результате твердофазных превращений аустенита, не выявляются на данном уровне исследований, то можно предположить, что их происхождение обусловлено процессами образования аустенита при кристаллизации стали. Для стали с 0,3% С они такие: 1 – образование дендритов δ -феррита ($\mathcal{J}\epsilon \rightarrow \delta + \mathcal{J}\epsilon_{\text{ост.}}$); 2 – перитектическое превращение ($\delta + \mathcal{J}\epsilon_{\text{ост.}} \rightarrow \gamma$); 3 – кристаллизация последних порций жидкости ($\mathcal{J}\epsilon \rightarrow \gamma$) после перитектического превращения. В ходе этих реакций образуются межтвердофазные границы δ/δ , δ/γ и γ/γ . Кроме того, релаксирующие литейные напряжения приводят к пластической деформации и фрагментации δ -феррита и аустенита с образованием в них дополнительных поверхностей раздела, которые также могут являться местами зарождения новых фаз.

Таким образом, выделение цементитоподобных частиц, имеющих линейное расположение в плоскости микрошлифа, косвенно свидетельствует о наличии в стали межкристаллитных границ определенного строения, образующихся в литом состоянии, на которое оказывает влияние электромагнитное воздействие малой удельной мощности. Образование таких же частиц на границах ферритных зерен, являющихся результатом твердофазных превращений аустенита, подтверждает одинаковую природу и подобие атомно-кристаллического строения мест их зарождения, имеющих дислокационное происхождение.

На рис. 2, а, б приведены микроструктуры, встречающиеся в литой стали без и с электромагнитной обработкой. Обращает внимание своеобразие линий, очерчиваемых цепочками цементитоподобных частиц, которые показаны стрелками на микрофотографиях. Такие конфигурации возникают в результате соприкосновения растущих из жидкости дендритных ветвей δ -феррита или аустенита при кристаллизации стали. На рис. 2, в, г приведены микроструктуры отливки из стали с 0,42% С в зоне осевой пористости.

Морфологическая идентичность линий, образованных выделениями цементитоподобных частиц, приведенных на рис. 2, а, б, и линий межкристаллитных границ соприкасающихся дендритных ветвей (рис. 2, в, г) может свидетельствовать об их общей природе происхождения. Они являются границами срастания ветвей дендритов δ -феррита. Подобного рода границы и прилегающие к ним области, согласно литературным данным [7, 8], содержат дислокации несоответствия, количество которых зависит от угловой разориентации соприкасающихся кристаллов и количества примесных атомов, ликвирующих на их периферию. Кроме того, дефектность атомно-кристаллического строения границ срастания возрастает из-за пластической деформации литого металла под действием релаксирующих литейных напряжений. Поэтому, если периферийные области соприкасающихся дендритных ветвей металлических растворов обогащены охрупчивающими

элементами, например, в стали – серой, то их дефектность может быть весьма значительной, вплоть до разрушения материала по этим местам.

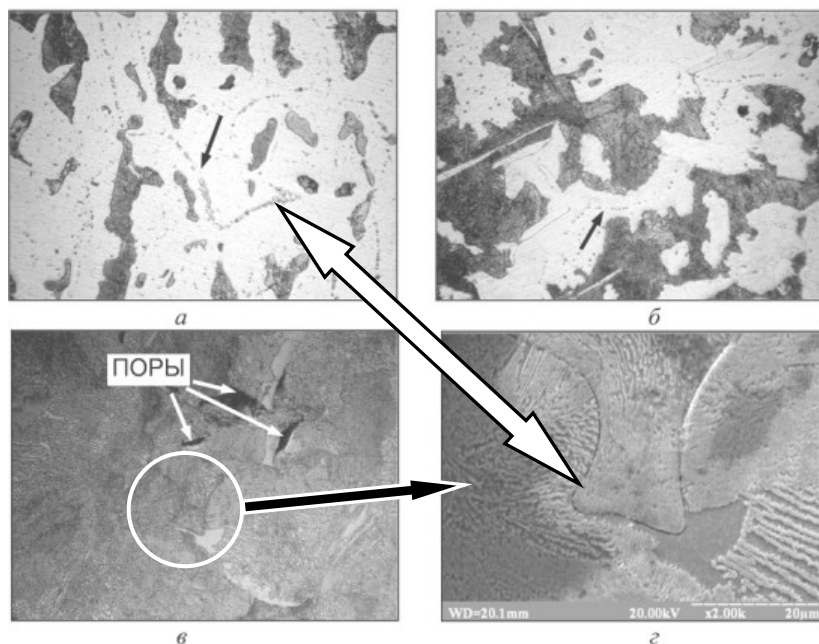
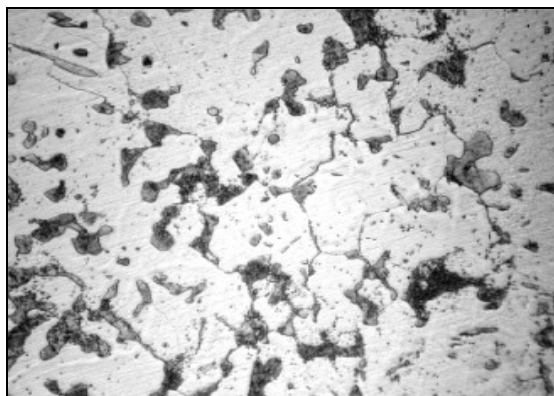


Рис. 2. Микроструктура литой стали с 0,3% С (*а, б*) и стали с 0,42% С (*в, з*): *а, в, з* – без электромагнитного воздействия; *б* – с электромагнитным воздействием. *а, б, в* – $\times 250$; *з* – $\times 850$.

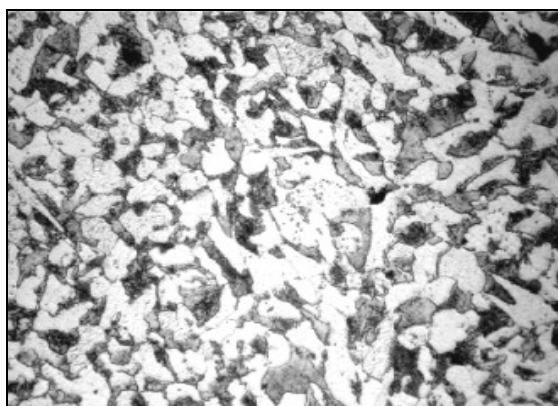
Возникающие при высокотемпературных фазовых превращениях межкристаллитные границы наследуются аустенитом, влияя на его последующий распад и конечную структуру стали. Однако ответить на вопрос: служат ли они местами гетерогенного зарождения цементитоподобных частиц непосредственно при превращении аустенита в феррит или наследуются ферритом в качестве субграниц, на которых потом и происходят внутрифазовые выделения, сейчас трудно.

Подытоживая наблюдения микроструктуры литой стали с 0,3% С без и с электромагнитным воздействием, следует сказать, что она по своему структурному составу принципиально одинакова – ферритно-перлитная с внутриферритными выделениями цементитоподобных частиц. Однако количественные характеристики микроструктур этих сталей имеют существенные различия и обусловлены, скорее всего, особенностями строения имеющихся в стали межкристаллитных границ, на которых образуются эти структуры. Вероятно, что электромагнитное воздействие малой удельной мощности при кристаллизации стали влияет на параметры межатомного

взаимодействия железа и ликвирующих атомов примесных или легирующих элементов, изменяя адсорбционную способность межфазных границ кристалл / жидкость. Это приводит к образованию, очевидно, более совершенного кристаллохимического строения границ сопряжения дендритных ветвей. Изменение параметров межатомного взаимодействия, например термодинамической активности, под действием электромагнитного воздействия должно влиять на количество и распределение примесных или легирующих элементов в твердых растворах δ -, γ - и α -железа. Эти факторы обуславливают особенности фазовых превращений, структуру и свойства стали в твердом состоянии.



a



б

Рис. 3. Микроструктура термически обработанной литой стали с 0,3% С: *a* – без электромагнитного воздействия на литое состояние; *б* – с электромагнитным воздействием на литое состояние. $\times 250$.

Термическая обработка по режиму нормализации привела к изменению литой структуры стали с 0,3% С в сторону увеличения количества феррита до ~75...80% – для стали без электромагнитного воздействия и ~50...55% – для стали с электромагнитной обработкой (рис. 3). Разница в микроструктуре этих сталей после нормализации весьма существенна. При этом микроструктура стали, подвергнутой электромагнитной обработке, по соотношению количества феррита и перлита соответствует как бы стали с содержанием 0,4...0,45% С.

Объяснение причин повышения количества феррита в литой стали после термической обработки, равно как и после горячей пластической деформации, дано в работах [9, 10]. Связано это, по нашему мнению, с особенностями строения границ между перлитными колониями, сохраняющихся в аустените при перекристаллизации литой стали, которые являются местами гетерогенного зарождения феррита. Вероятно, строение и свойства этих границ в стали с 0,3% С подобны строению и свойствам границ аустенита, на которых образуется феррит после кристаллизации. Увеличение количества границ аустенита с близким строением и свойствами приводит к увеличению количества однотипных продуктов его распада. В данном случае – феррита.

После нормализации в структуре стали с 0,3% С, как без, так и с предварительным электромагнитным воздействием на ее литую структуру сохраняются описанные выше закономерности образования цементитоподобных частиц глобулярной морфологии. Количество их, однако, меньше, чем в литом состоянии, но характер распределения внутри феррита прежний – разрозненно («сыпью») и в виде цепочек. Из этого следует, что закладываемые особенности кристаллохимического строения твердых растворов железа при кристаллизации стали сохраняются после последующих обработок и оказывают наследственное влияние на ее конечную структуру. Электромагнитное воздействие малой удельной мощности является эффективным методом воздействия на структуру, а, следовательно, и свойства стали.

ВЫВОДЫ

1. Электромагнитное воздействие малой удельной мощности на кристаллизацию и последующие твердофазные превращения стали с 0,3% С приводит к уменьшению количества феррита приблизительно в 1,5 раза по сравнению с аналогичной сталью без такого воздействия.

2. После термической обработки по режиму нормализации в стали с 0,3% С наследуются и реализуются особенности ее строения, формирующиеся в литом состоянии под действием электромагнитного воздействия малой удельной мощности.

3. Нормализация стали с 0,3% С после предварительного электромагнитного воздействия малой удельной мощности на формирование ее литого состояния приводит к образованию микроструктуры, соответствующей для стали с 0,4...0,45% С.

4. Особенности структурообразования стали в литом и термически

обработанном состоянии без и с электромагнитным воздействием малой удельной мощности зависят от кристаллохимического строения твердых растворов железа и их межкристаллитных границ, образующихся при кристаллизации и высокотемпературных фазово-структурных превращениях.

Использованная литература

1. Дубоделов В. И. Электромагнитные воздействия на жидкий и кристаллизующийся металл при непрерывной разливке стали: перспективы использования мирового опыта и отечественных разработок в металлургии Украины [Электронный ресурс] / В. И. Дубоделов, М. С. Горюк, А. Н. Смирнов, А. Ф. Колесниченко. – Режим доступа: <http://uas.su/conferences/2010/50let/43/00043.php>. – 17.03.2014 г.
2. Колесниченко А. А. Новые системы электромагнитного перемешивания для непрерывной разливки стали / А. А. Колесниченко // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2004. – №8. – С. 161–168.
3. Hirayama R. Dual in-mold electromagnetic stirring in continuous casting / R. Hirayama, K. Fujisaki, N. Yamada // IEEE Transactions on magnetics. – 2004. – V.40. – №4. – P. 2095 – 2097.
4. Ефимов В. А. Физические методы воздействия на процессы затвердевания сплавов / В. А. Ефимов, А. С. Эльдарханов. – М.: Металлургия, 1995. – 272 с.
5. Семькин С. И. Исследование совместного воздействия на жидкую железоуглеродистую ванну электрических и магнитных полей / С. И. Семькин, В. Ф. Поляков, Е. В. Семькина // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: Сб. научных трудов ИЧМ. – Выпуск №3. – 1999. – С. 188 – 193.
6. Чуистов К. В. Старение металлических сплавов / К. В. Чуистов – К.: Наукова думка, 1985 – 232 с.
7. Современная кристаллография: в 4 т. / Чернов А. А., Гиваргизов Е. И., Багдасаров Х. С. и др. М.: Наука, 1980 – Т. 3. Образование кристаллов. – 1980. – 408 с.
8. Электронномикроскопические изображения дислокаций и дефектов упаковки, справочное руководство / под редакцией В. М. Косевича и Л. С. Палатника. – М.: Наука, 1976. – 224 с.
9. Борисенко А. Ю. Схемы и механизмы формирования феррито-перлитной структуры колесных сталей после кристаллизации, термической обработки и горячей пластической деформации / А. Ю. Борисенко, А. А. Кононенко и др. // Металознавство та термічна обробка металів. – 2010. – № 2 (49). – С. 62–75.
10. Кононенко Г. А. Закономірності вливу гарячої пластичної деформації і термічної обробки литої доєвтектоїдної сталі на структуру і механічні властивості залізничних коліс: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01 / Кононенко Ганна Андріївна; ІЧМ НАН України. – Дн-вськ, 2013. – 20 с.