

ТОНКАЯ СТРУКТУРА СТАЛИ St52,3N И ВОЗМОЖНЫЕ ПРИЧИНЫ БРАКА КРУПНОТОННАЖНЫХ ЗАГОТОВОК НА ПО «ЮРМАШ»

В.И. Данилов*, Д.В. Валуев, Ю.Ф. Иванов**, А.М. Апасов

Юргинский технологический институт (филиал) ТПУ

E-mail: mchmyti@rambler.ru

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск

**Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск

E-mail: dvi@ispms.tsc.ru

Проведены рентгеновские и электронномикроскопические исследования структурно-фазового и напряженно-деформированного состояния материала из бракованной и кондиционной ковальной заготовки ПО «Юрмаш». Установлено, что в стали из дефектной поковки объемная доля перлита в 1,5...2 раза больше, и превалирует пластинчатый перлит. Локальные дальнедействующие напряжения в обоих состояниях материала соизмеримы с пределом текучести. В стали из дефектной заготовки содержание сульфидов значительно выше, они располагаются в теле ферритных зерен и по межфазным границам, тогда как в материале из кондиционной поковки – только внутри зерен. Скалярная плотность дислокаций в ферритных зернах и в ферритных прослойках перлита бракованной заготовки в полтора раза больше чем в кондиционном металле. Вся совокупность перечисленных обстоятельств позволяет утверждать, что основной причиной растрескивания крупнотоннажных заготовок из стали St52,3N является неполное соответствие химического состава марочным требованиям.

1. Введение и подготовительные процедуры

В нашей статье [1] было сделано заключение, что установить причины растрескивания поволоков из стали St52,3N невозможно без оценки напряженно-деформированного состояния, прецизионных исследований структуры, анализа состояния дефектной подсистемы и установления кристаллохимической природы выделений вторичных фаз. В ответственных изделиях зернистый перлит более предпочтителен, чем пластинчатый, однако, оптическая микроскопия не позволяет точно определить его морфологию [2]. Важнейшим фактором, обеспечивающим конструктивную прочность изделий, являются внутренние остаточные напряжения [3], которые металлографически не контролируются. Наконец, выделения вторичных фаз квалифицируются в сталях металлографическим методом только как неметаллические включения соответствующего балла [4], однако карбидные, оксидные, сульфидные и фосфидные фазы влияют на эксплуатационные характеристики по-разному. Все перечисленные задачи могут быть решены методами рентгеноструктурного анализа и трансмиссионной электронной микроскопии.

Электронно-микроскопические исследования проводились на просвечивающем микроскопе УЭМВ-125К в светлом и темном полях. Электронограммы рефлексов в темном поле регистрировали для анализа кристаллической структуры вторичных фаз. Фольги для исследований вырезали электроискровым способом из образцов, на которых ранее проводился металлографический анализ. Окончательная подготовка фольг производилась электрополировкой. Изучалась тонкая структура стали из бракованной и кондиционной поволоков. Определялись тип дислокационной субструктуры в ферритных зернах и ферритных прослойках перлита, строение перлитных колоний, форма, размеры, расположение и состав частиц вторичных фаз, уровень внутренних дальнедействующих напряжений.

2. Результаты электронной микроскопии материала бракованной поковки

Попытка использовать дифракционный рентгеновский анализ для идентификации вторичных фаз и оценки внутренних напряжений оказалась безуспешной. Это связано, очевидно, с тем, что сульфидные, фосфидные и оксидные фазы присутствуют в стали в массовых концентрациях ниже предела обнаружения рентгеновским методом. Карбидная фаза представлена цементитом, который в присутствии α -Fe рентгенографически не выявляется. Внутренние напряжения I рода можно определять только в целом изделии, а напряжения II рода и в бракованном, и в кондиционном металле оказались ниже уровня достоверной идентификации. Удалось установить только, что у металла бракованной поковки параметр решетки больше, что свидетельствует о повышенном содержании примесей внедрения – углерода, в первую очередь. Поэтому основное внимание было уделено электронно-микроскопическим исследованиям.

Результаты просвечивающей электронной микроскопии подтвердили, что материал бракованной заготовки является поликристаллическим агрегатом, состоящим из зерен феррита и колоний перлита. Характерное электронно-микроскопическое изображение феррита, перлита глобулярной и пластинчатой морфологий приведено на рис. 1, а, б, в, соответственно. В большинстве случаев колонии перлита располагаются в стыках границ зерен феррита, либо вытянуты вдоль этих границ, разделяя соседние ферритные зерна, например, как колония глобулярного перлита на рис. 1, б. В полном соответствии с данными оптической микроскопии, пластинчатая морфология перлита является преобладающей. Характерной особенностью колоний пластинчатого перлита является высокий уровень дефектности пластин цементита, которые сильно искривлены, содержат ферритные пере-

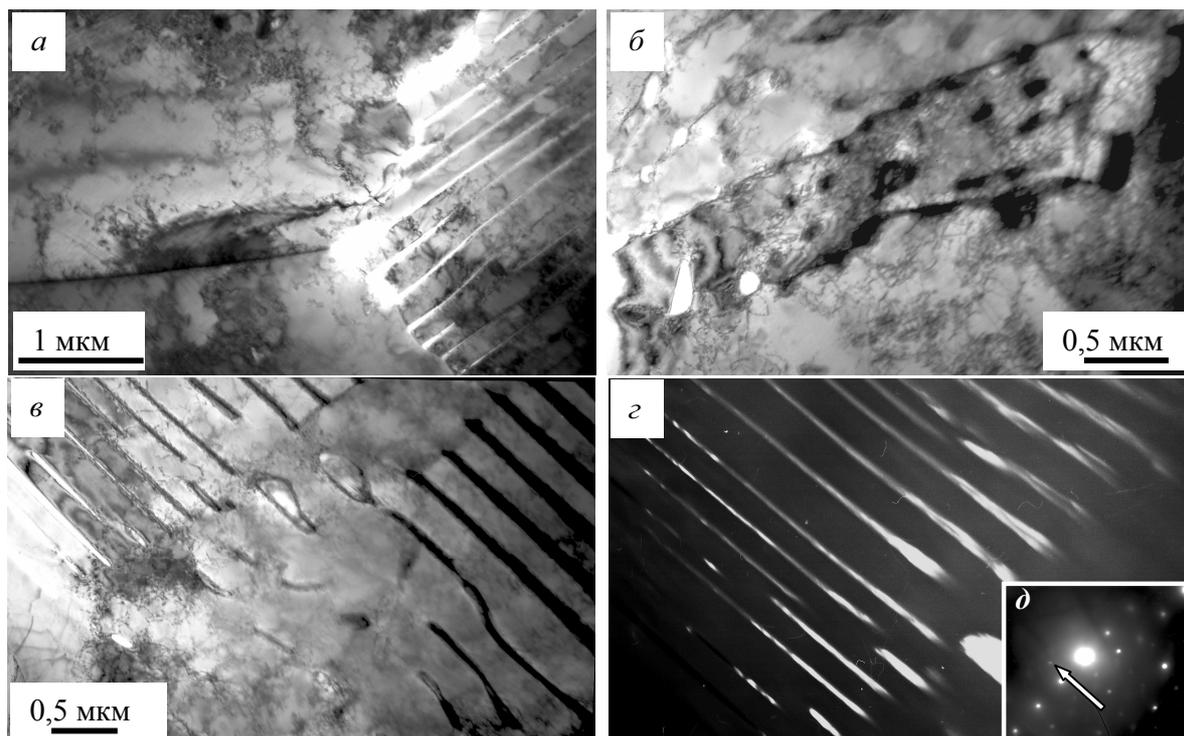


Рис. 1. Электронно-микроскопические изображения структуры стали St52,3N из дефектной поковки. а–в) светлопольные изображения; г) темное поле, полученное в рефлексе $[130] \text{Fe}_3\text{C}$; д) микроэлектрограмма к фото (в), стрелкой указан рефлекс темного поля

мычки, а их поперечные размеры изменяются по длине пластины (рис. 1, в, и рис. 2).

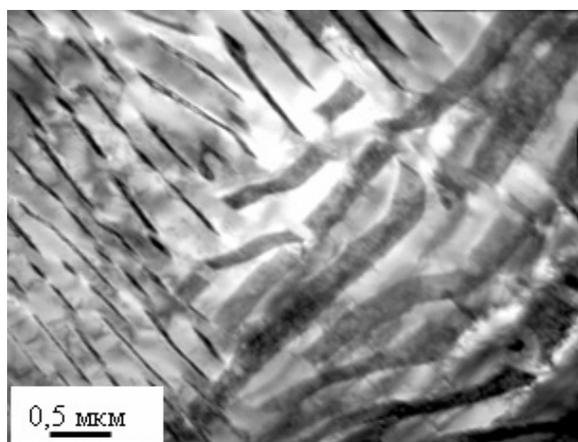


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение структуры пластинчатого перлита стали St52,3N из дефектной поковки

Тип дислокационной субструктуры определялся отдельно в зернах феррита и в ферритных пластинах перлита. Оказалось, что ферритные пластины перлита демонстрируют более высокий уровень дефектности. Если в зернах феррита регистрируются клубковая и сетчатая субструктуры, а скалярная плотность дислокаций составляет $\sim 2,6 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (рис. 1, а), то в ферритных пластинах перлита наблюдается только сетчатая дислокационная субструктура при скалярной плотности $3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (рис. 1, в, и рис. 2).

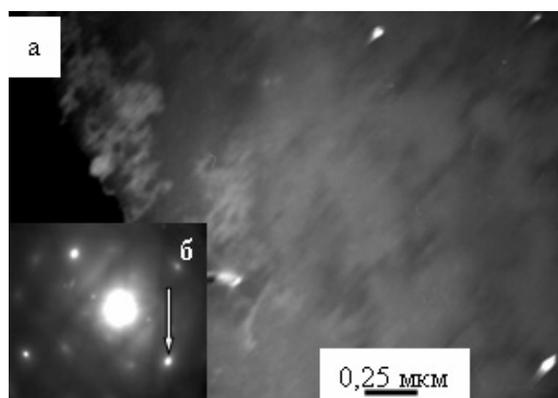


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение структуры стали St52,3N из дефектной поковки; а) темное поле, полученное в рефлексе $[200] \text{FeS}_2$; б) микроэлектрограмма к (а). Стрелкой указан рефлекс темного поля

Частицы вторичных фаз фиксируются в теле зерен феррита и ферритных пластин перлита, по границам и в тройных стыках. Если частицы расположены в объеме зерен, то они всегда имеют округлую, глобулярную форму (рис. 3). Средние размеры таких частиц составляют $\sim 13 \text{ нм}$. Микрофракционный электронно-микроскопический анализ показывает, что данные частицы являются сульфидами железа составов FeS или FeS_2 . Частицы, расположенные вдоль границ зерен, подразделяются на три морфологические разновидности: частицы с кристаллической огранкой (рис. 4, а), тонкие прослойки (рис. 4, б) и глобулы (рис. 4, в). В

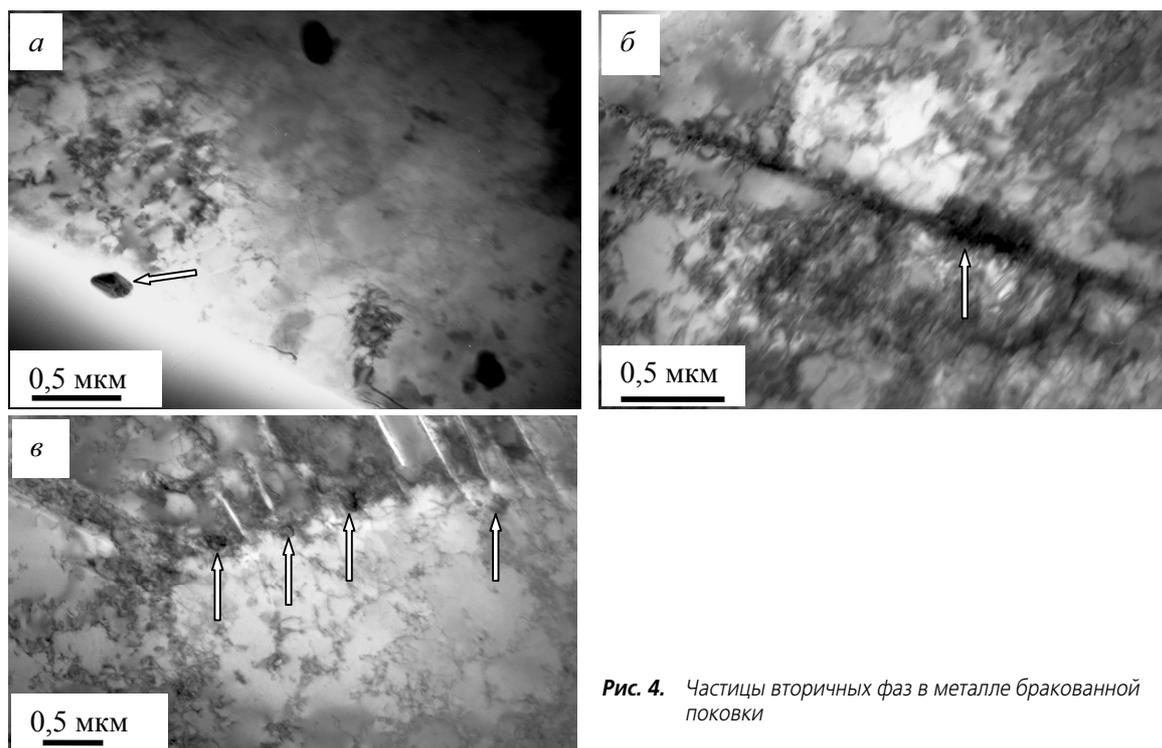


Рис. 4. Частицы вторичных фаз в металле бракованной поковки

стыках границ зерен феррита частицы второй фазы практически везде имеют глобулярную форму. Микрофракционный анализ показывает, что частицы глобулярной морфологии, независимо от места их расположения, представляют собой карбид железа цементитного типа. У частиц в виде тонких прослоек более сложный химический состав. Они могут быть и сульфидами железа или хрома типа MeS . Наконец, частицы ограненной формы всегда являются сульфидами железа FeS .

Обращает на себя внимание относительно высокое содержание перлита в стали St52,3N из бракованной заготовки. Судя по частоте встреч колоний перлита в фольгах, концентрация углерода в материале должна быть не ниже $\sim 0,3$ мас. %. Эта особенность хорошо согласуется с данными оптической микроскопии и не противоречит результатам рентгеноструктурного анализа.

Важной особенностью электронно-микроскопических изображений структурных составляющих стали из дефектной поковки является наличие в них изгибных экстинкционных контуров, которые отражают кривизну-кручение кристаллической решетки. Источниками кривизны-кручения являются межфазные границы (рис. 1, а) или цепочки частиц вторичных фаз (рис. 4, б, в). По геометрическим параметрам (ширине) изгибных экстинкционных контуров в [5] описан метод определения величины внутренних дальнедействующих напряжений. Видно (рис. 4, б), что наиболее узкие экстинкционные контуры наблюдаются вдоль цепочек сульфидных включений. Здесь внутренние дальнедействующие напряжения могут достигать 300...350 МПа, что соизмеримо и даже превышает

предел текучести стали [1]. Авторы [5] указывают, что дальнедействующие напряжения, определяемые электронно-микроскопическим методом, отражают состояние материала в микрообъемах, поэтому, как правило, намного выше среднего уровня, который оценивается рентгенографическим способом. Но именно эти напряжения контролируют процессы пластического течения и разрушения на микроуровне.

3. Результаты электронной микроскопии материала кондиционной поковки

Электронномикроскопические исследования стали St52,3N из кондиционной поковки показали, что ее структура при общем качественном подобии заметно отличается от структуры металла из бракованной заготовки. Материал тоже является феррито-перлитным агрегатом (рис. 5), но количество перлита меньше и соответствует марочному содержанию углерода на уровне 0,2 мас. %. Кроме того, преобладающим является зернистый (рис. 5, в), а не пластинчатый перлит (рис. 5, б). В большинстве случаев колонии перлита располагаются в стыках границ зерен феррита, либо вытянуты вдоль границ зерен феррита, разделяя их. Колонии реже встречающегося пластинчатого перлита также имеют высокий уровень дефектности пластин цементита – пластины искривлены, содержат ферритные промежутки; поперечные размеры пластин произвольным образом изменяются по длине пластины. Дислокационная субструктура в объеме зерен феррита тоже сетчатая, либо клубковая (рис. 5, а), но скалярная плотность дислокаций несколько ниже, чем в дефектной заготовке, и составляет

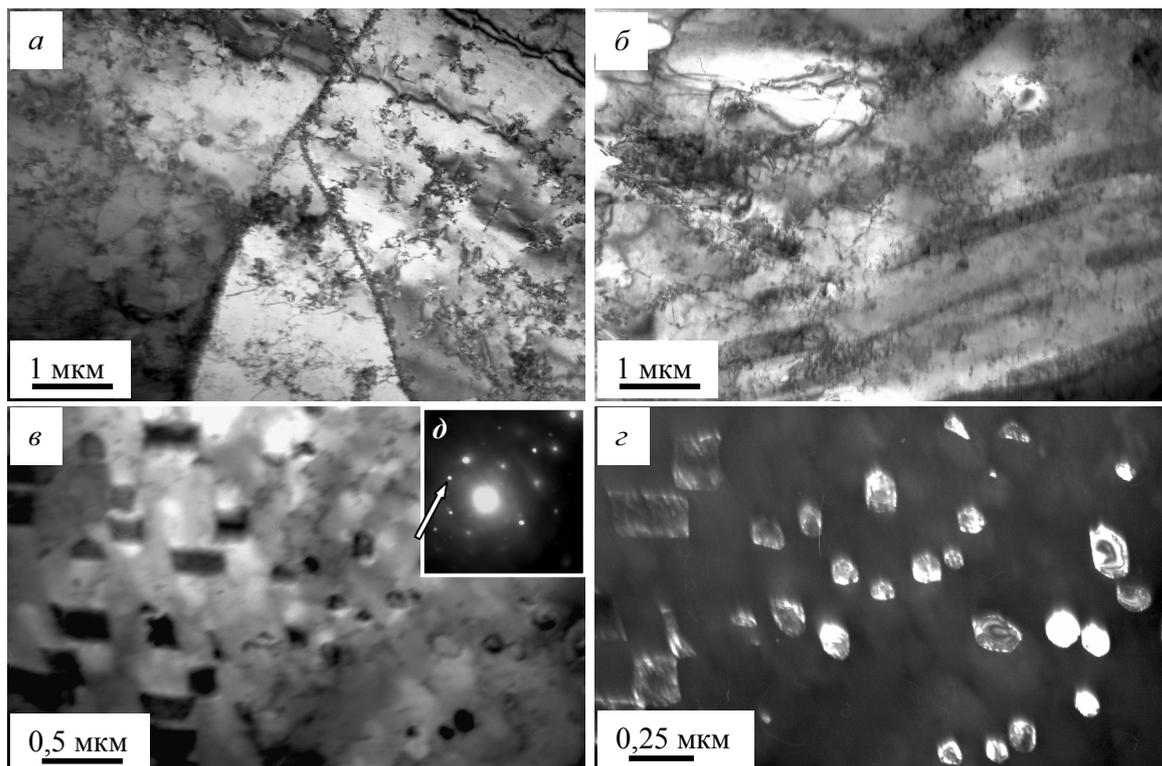


Рис. 5. Электронно-микроскопические изображения структуры стали St 52,3N из кондиционной поковки; а-в) светлопольные изображения; г) темное поле, полученное в рефлексе $[031] \text{Fe}_3\text{C}$; д – микроэлектронграмма к (в), стрелкой указан рефлекс темного поля

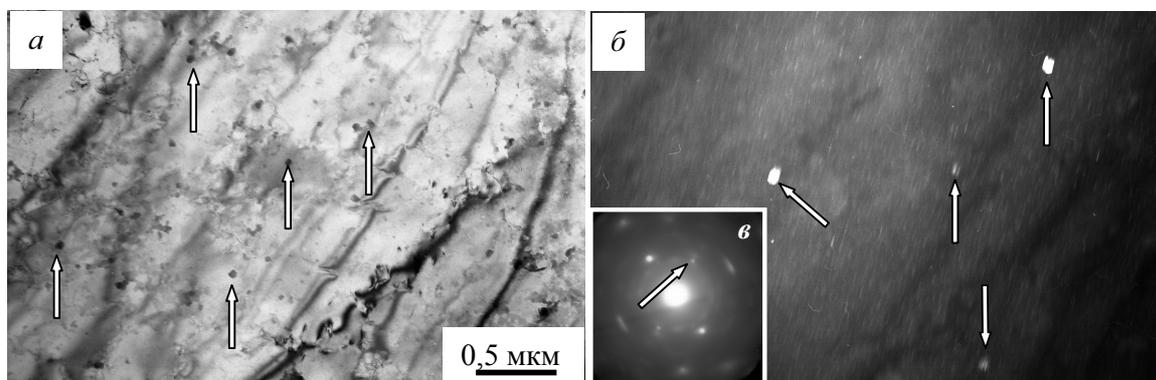


Рис. 6. Электронно-микроскопическое изображение структуры стали St52,3N из кондиционной заготовки; а) светлопольное изображение; б) темное поле, полученное в рефлексе $[101] \text{FeS}_2$; в) микроэлектронграмма к (а). Стрелками указаны: на (а, б) – частицы сульфида железа; на (в) – рефлекс темного поля

$\sim 2,3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. В ферритных пластинах перлита наблюдается субструктура дислокационного хаоса, либо сетчатая дислокационная субструктура (рис. 5, б). В них скалярная плотность дислокаций еще ниже – $1,8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, в то время как в дефектной поковке соотношение дислокационных плотностей в феррите и перлите было противоположным.

В объеме и по границам зерен феррита наблюдаются частицы вторичных фаз. Частицы, расположенные в объеме зерен, имеют округлую форму, средние размеры их составляют $\sim 43 \text{ нм}$ (рис. 6). Микродифракционный электронно-микроскопический анализ показывает, что данные образования

являются (в большинстве случаев) сульфидами железа (рис. 6, в). Частицы, расположенные вдоль границ зерен, имеют две морфологические разновидности – глобулы (рис. 7, а) и тонкие прослойки (рис. 7, б); в стыках границ зерен феррита практически всегда частицы второй фазы имеют глобулярную форму (рис. 7, а).

Микродифракционный анализ показывает, что частицы глобулярной морфологии, независимо от места их расположения, являются карбидом железа – цементитом. Более сложный химический состав имеют частицы в виде тонких прослоек. Данные прослойки чаще образованы карбидом железа со-

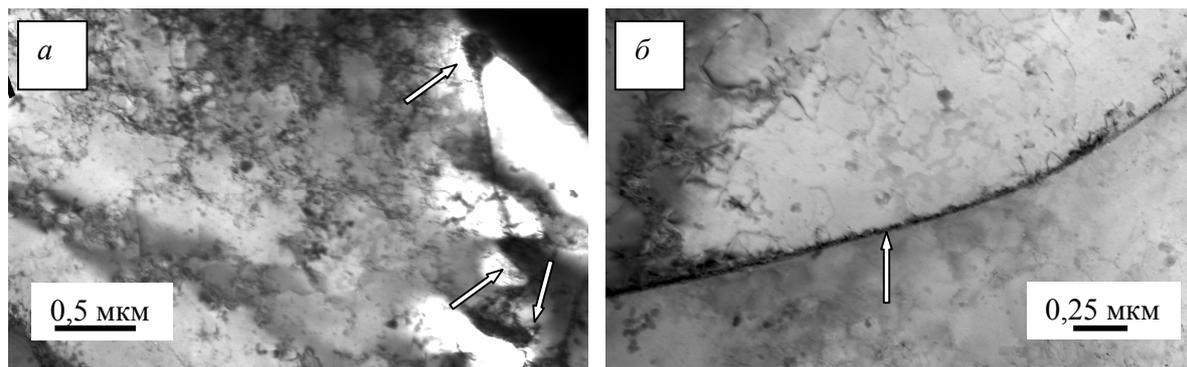


Рис. 7. Частицы глобулярной формы (а) в стыках зерен металла кондиционной заготовки (указаны стрелками) и частицы пластинчатой формы (б) в границе зерен металла кондиционной поковки

става Fe_3C , реже – карбидом кремния состава SiC . Следует отметить, что вторая фаза в виде тонких прослоек по границам зерен наблюдается редко и обнаруживается примерно в одном случае на тридцать границ зерен феррита. В материале из кондиционной поковки расположение выделений второй фазы по границам зерен не характерно.

Внутренние дальнедействующие напряжения присутствуют и в материале кондиционной поковки, т. к. на электронно-микроскопических изображениях наблюдаются изгибные экстинкционные контуры. Последние тоже часто связаны с цепочками вторичных фаз (рис. 6, а). Согласно расчетам по методике [5] величина локальных дальнедействующих напряжений мало отличается от уровня напряжений в материале из бракованной поковки.

Обсуждение результатов и выводы

Рентгеноструктурный анализ и электронно-микроскопические исследования материала как дефектной, так и кондиционной поковки позволили установить.

1. Анализируемые образцы стали действительно являются поликристаллическими агрегатами, сформированными зернами феррита и колониями перлита. Перлит по морфологическому признаку может быть разделен на пластинчатый и глобулярный.
2. Объемные доли перлита в стали из дефектной и кондиционной повокки существенно различаются. В первом случае относительная объемная доля перлита в 1,5...2 раза больше, и это означает, что концентрация углерода завышена по отношению к марочному содержанию, она может составлять ~0,3 мас. %. По морфологическому признаку в дефектном металле превалирует пластинчатый перлит.
3. Уровень внутренних напряжений II рода в обеих поковках находится на пределе обнаружения рентгено-дифрактометрическим методом. Локальные дальнедействующие напряжения, оцененные электронно-микроскопическим мето-

дом, наоборот, тоже велики и соизмеримы с пределом текучести в обоих состояниях материала.

4. В обоих состояниях наблюдаются дисперсные карбиды и включения сульфидного типа, расположенные в объеме и по границам зерен феррита и ферритных пластин перлита. В образце стали из дефектной заготовки содержание сульфидов значительно выше, и они располагаются в теле ферритных зерен и по межфазным границам, тогда как в материале из кондиционной поковки – только внутри зерен.
5. При одинаковых типах дислокационных субструктур (клубково-сетчатая и сетчатая) уровень дефектности в стали из бракованной поковки заметно выше, чем из кондиционного изделия. Скалярная плотность дислокаций в ферритных зернах и в ферритных прослойках бракованной заготовки составляет $2,6 \cdot 10^{10}$ и $3 \cdot 10^{10}$ $см^{-2}$, соответственно, что в 1,1...1,7 раз больше, чем в кондиционном металле.

Если обобщить результаты механических испытаний, оптической металлографии [1] и электронной микроскопии, то можно прийти к однозначному выводу – причиной растрескивания крупнотоннажных заготовок из стали St52,3N является неполное соответствие химического состава марочным требованиям. В бракованной поковке оказалось повышенное содержание углерода и, по-видимому, серы. Первый фактор подтвержден как результатами оптической металлографии, так и электронной микроскопии. Второй фактор установлен только в результате дифракционных электронно-микроскопических исследований. Следствием первого фактора явилось снижение температуры критической точки A_3 , которое может достигать 30...70 °С. Например, согласно [6, 7] при концентрации углерода ~0,2 мас. %, и в отсутствии других легирующих $A_3=860$ °С, а при содержании углерода ~0,3 мас. % $A_3=830$ °С. В результате – при использовании штатной технологии сталь оказывается перегретой при нагреве под окончательную термическую обработку. Кроме того, изменится устойчивость переохлажденного аустенита. При одинаковой скорости ох-

лаждения в стали с повышенным содержанием углерода будут образовываться более неравновесные структуры, с высоким уровнем дефектности и остаточных дальнедействующих напряжений. Аустенит в такой стали обладает повышенной прочностью, поэтому необходимы более высокие степени обжатия при горячей обработке давлением.

Вся совокупность перечисленных обстоятельств привела к недостаточной степени деформации при обработке давлением, что в [1] было зафиксировано путем анализа изломов. В свою очередь, недостаточная степень деформации при горячей ковке обусловила образование большого количества пор и

микротрещин, а относительно высокая температура – выход на границы примесей внедрения с образованием вторичных фаз в виде тонких прослоек. Установленное в [1] снижение пластичности материала бракованной поковки относительно требований по ТУ является прямым следствием неоптимальной структуры как на макрокопическом, так и на микрокопическом уровне. Положение усугубилось, по-видимому, тем, что содержание серы в бракованном металле оказалось на верхнем уровне допустимого по марочному составу. Однако при штатном содержании углерода это обстоятельство не привело бы к критическим последствиям.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Апасов А.М., Валуев Д.В., Данилов В.И. О возможных причинах брака крупнотоннажных заготовок из низкоуглеродистой марганцевой стали на ПО «Юрмаш» // Известия Томского политехнического университета. – 2007. – Т. 310. – № 3. – С. 90–92.
2. Тушинский Л.И., Батаев А.А., Тихомирова Л.Б. Структура перлита и конструктивная прочность стали. – Новосибирск: Наука, 1993. – 280 с.
3. Любимова Л.Л. Методика рентгенометрического анализа внутрискруктурных напряжений // Известия Томского политехнического университета. – 2003. – Т. 306. – № 4. – С. 72–77.
4. Малинина Р.И., Малютин Е.С., Новиков В.Ю. и др. Практическая металлография. – М.: Интермет Инжиниринг, 2004. – 230 с.
5. Структурно-фазовые состояния металлических систем / Под ред. А.И. Потекаева. – Томск: Изд-во НТЛ, 2004. – 356 с.
6. Металловедение и термическая обработка стали. Справочник. Т. II. Основы термической обработки / Под ред. М.Л. Бернштейна и А.Г. Рахштадта. – М.: Металлургия, 1995. – 336 с.
7. Сорокин В.Г., Гервасьев М.А., Палеев В.С. и др. Стали и сплавы. Марочник. – М.: Интермет Инжиниринг, 2001. – 608 с.

Поступила 22.12.2006 г.

УДК 621.313.12

РАСЧЕТ ИМПУЛЬСНЫХ ИСТОЧНИКОВ ТОКА С ИНДУКТИВНЫМИ НАКОПИТЕЛЯМИ ЭНЕРГИИ

Г.В. Носов

Томский политехнический университет
E-mail: nosov@elti.tpu.ru

Получены формулы для расчета эффективности и параметров импульсных источников тока при зарядке и разрядке индуктивного накопителя энергии на активную нагрузку. Для зарядки индуктивного накопителя рассмотрены аккумуляторные и конденсаторные батареи, униполярные и синхронные с выпрямителем электромашинные генераторы, у которых схему замещения можно представить последовательным соединением эквивалентной емкости, индуктивности и сопротивления. Получены формулы для расчета параметров индуктивного накопителя в виде многослойной катушки, при которых достигается высокая эффективность зарядки. Показано, что наиболее эффективны импульсные источники тока при колебательной зарядке индуктивного накопителя, когда более 50 % энергии генератора может быть передано нагрузке.

В настоящее время импульсные источники с резистивными («теплыми») индуктивными накопителями электромагнитной энергии W и с размыкающимися (взрывными) коммутаторами K_2 (рис. 1) являются одними из наиболее мощных генераторов импульсов тока с удельной запасаемой энергией в индуктивном накопителе до 5 Дж/г и более [1–3]. Поэтому расчет эффективности и параметров таких источников является актуальной задачей.

Для зарядки индуктивных накопителей энергией W рассмотрим такие генераторы электромагнитной энергии как заряженные от внешнего источника аккумуляторные и конденсаторные батареи, а

также униполярные и синхронные с выпрямителем электромашинные генераторы в режиме электродинамического торможения [1–3].

Схему замещения этих генераторов можно приближенно представить в виде последовательного соединения электрической емкости C_g , индуктивности L_g и сопротивления r_g [2, 3], тогда для эквивалентных параметров цепи зарядки индуктивного накопителя

$$C_g = \frac{2W_g}{U_g^2}; \quad r_z = r_g + r; \quad L_e = L_g + L, \quad (1)$$

когда коммутаторы K_1 и K_2 замкнуты, определяем корни характеристического уравнения