

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НАНОТЕХНОЛОГИИ

УДК 621.774.35:621.789

*А.Б. Арабей¹, В.М. Фарбер², И.Ю. Пышминцев³, А.Г. Глебов⁴,
О.В. Селиванова², Н.В. Лежнин², В.Е. Баженов⁴*

¹ОАО «Газпром»

²Уральский федеральный университет

³ОАО «Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности»

⁴Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

МИКРОСТРУКТУРА И ДИСПЕРСНЫЕ ФАЗЫ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ КЛАССА ПРОЧНОСТИ X80 ДЛЯ МАГИСТРАЛЬНЫХ ГАЗОПРОВОДОВ

Для строительства магистрального газопровода Бованенково-Ухта используются сварные трубы большого диаметра из стали класса прочности K65(X80), изготавливаемые различными отечественными и зарубежными компаниями [1, 2]. Все трубы отвечают техническим требованиям ОАО «Газпром», но в определенной степени различаются по механическим свойствам, основным из которых является трещиностойкость, вследствие некоторых отличий по химическому составу (в пределах требований API), технологии производства листа по режиму контролируемой прокатки и ускоренного последеформационного охлаждения.

По данным вопросам имеется ряд публикаций [1, 2], однако отсутствуют как детальные, так и обобщающие представления о связи микроструктуры и фазового состава с механическими свойствами сверхнизкоуглеродистых двухфазных (феррито-бейнито/мартенситных) сталей.

Из массива сварных труб большого диаметра, поставляемых ОАО «Газпром» различными компаниями, в настоящей работе изучены трубы двух производителей: *A* и *B* (далее также стали *A* и *B*), отличающиеся по химическому составу, комплексу механических свойств, параметрам микроструктуры и выделяющимися дисперсными фазами. Это позволило не только выявить особенности данных характеристик для труб каждого производителя, но и сформулировать положения об их оптимизации.

Образцы вырезали из труб диам. 1420 мм с толщиной стенки 27,7 мм. Химический состав основного металла труб приведен в табл. 1.

Анализ микроструктуры проводили на образцах в сечении параллельном и перпендикулярном оси трубы на микроскопах «Neofhot-21» и «Olimpus JX 51» при увеличении 200, 500 и 1000. Для выявления структуры шлифы подвергали травлению в 4 %-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте. Определение величины зерна и количество структурных составляющих проводили по ГОСТ 5639-65.

Электронно-микроскопическое исследование проводили методом тонких фольг и экстракционных реплик на просвечивающих электронных микроскопах ЭМВ-100Л и JEM-2100. Заготовки для фольг в виде пластин толщиной 0,2 – 0,3 мм вырезали поперек оси трубы.

Химический состав дисперсных частиц, захваченных в реплику, исследовали на микроскопе JEM-2100, снабженном энергодисперсионным рентгеновским спектрометром JED-2300T. Количественно оценивалось содержание железа, кремния, титана, ниobia и кислорода в локальных областях площадью ~200 Å (20 нм) и полуколичественно – меди.

Результаты эксперимента и их обсуждение

По микроструктуре изученные трубные стали являются двухфазными феррито-бейнитными (мартенситными). Для стали *A* в сечении, перпендикулярном оси трубы (направлению прокатки листа), наблюдали ярко выраженную полосчатость на двух масштабах уровнях. Происхождение аperiодических полос шириной 100 – 150 мкм связано с неоднородностью микробъе-

Таблица 1

Химический состав исследуемых сталей, % (по массе)

Стали	Элемент																
	C	Mn	Si	S	P	Ni	Mo	Cu	Cr	V	Nb	Ti	Al	Ca	B	N	
<i>A</i>	0,08	1,85	0,39	0,0010	0,014	0,22	0,18	0,17	0,19	0,002	0,050	0,016	0,036	0,001	0,0003	0,0040	
<i>B</i>	0,05	1,87	0,10	0,0004	0,007	0,63	0,01	0,49	0,26	–	0,024	0,019	0,041	–	0,0001	0,0024	

мов по химическому составу вследствие дендритной ликвации [3]. Полосы, обогащенные углеродом и легирующими элементами, в первую очередь Mn и Mo, имеют повышенную устойчивость переохлажденного аустенита и в них при ускоренном охлаждении после горячей прокатки листа формируется максимально большое количество сдвиговых продуктов превращения (B + M) (рис. 1, a).

Полосы на более низком масштабном уровне (ширины 3–15 мкм) ограничены длинными слегка изогнутыми границами (рис. 1, б, стрелки ↑). Они, очевидно, являются границами бывших вытянутых аустенитных зерен, не претерпевших рекристаллизацию после окончания горячей пластической деформации листа, или границами полос деформации внутри них [4]. Это, а также вытянутость вдоль направления прокатки многих ферритных зерен, может явиться косвенным признаком того, что горячая пластическая деформация при производстве листа заканчивалась при относительно низкой температуре (возможно ниже $A_{\text{r}3}$).

В структуре также обнаруживаются участки (на рис. 1, б обведены кругом) с рейками толщиной 1–2 мкм, перпендикулярными длинным границам, которые, по-видимому, являются продуктами сдвигового превращения переохлажденного аустенита.

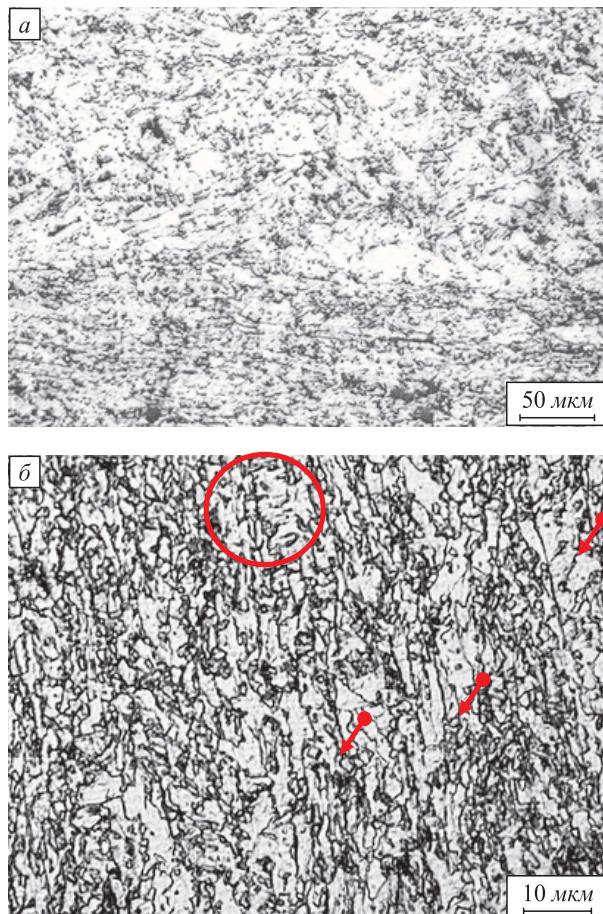


Рис. 1. Микроструктура трубы из стали A в сечении, перпендикулярном (a) и параллельном (б) оси трубы

В сечении, параллельном оси трубы, средняя ширина ферритных зерен составляет $\bar{d} = 2,5 \pm 0,5$ мкм при их средней длине $9 \pm 0,5$ мкм. Распределение ферритных зерен по размеру в сечении, перпендикулярном оси трубы, близко к нормальному с пиком в районе 3 мкм; средний размер зерна составляет $\bar{d} = 3 \pm 0,5$ мкм.

Распределение зерен упрочняющей структурной составляющей (УСС) по размеру носит характер, близкий к нормальному с пиком в районе 2 мкм и средним размером $\bar{d} = 2,3 \pm 0,5$ мкм. Средняя доля УСС в структуре составляет 13 ± 3 %, при этом в полосах, обогащенных УСС, она может достигать 40 %.

Микроструктура основного металла трубы из стали В в сечении, перпендикулярном и параллельном оси трубы, практически идентична (рис. 2). Особенностью структуры является наличие участков с относительно крупными ферритными зернами (до 10 мкм) на фоне однородной дисперсной структуры. В сечении, перпендикулярном направлению прокатки, распределение ферритных зерен по размеру носит бимодальный характер с пиками в области 2 и 6 мкм, что свидетельствует о различии процессов формирования аустенитных (ферритных) зерен в разных микрообъемах. В сечении, параллельном оси трубы, распределение ближе к нормальному с пиком в области 3 мкм, но также присутствуют зерна размером

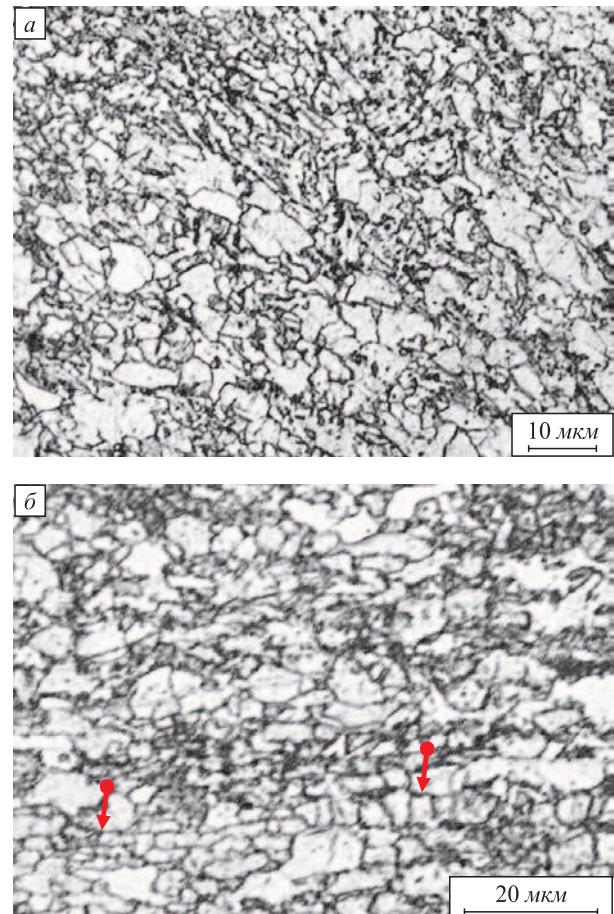


Рис. 2. Микроструктура трубы из стали B в сечении, перпендикулярном (a) и параллельном (б) оси трубы

6 – 7 мкм. Крупные зерна феррита имеют форму, близкую к равноосной с выпуклыми границами, их происхождение можно связать с тем, что при производстве листа по режиму контролируемой прокатки рекристаллизация аустенита не была полностью подавлена из-за пониженного содержания Nb в этой стали и высокой температуры окончания деформации. В сечении, параллельном оси трубы, видны мелкие округлые зерна феррита, объединенные в цепочки общими слегка изогнутыми границами (рис. 2, б стрелки ↑), которые, очевидно, являются границами бывших вытянутых нерекристаллизовавшихся зерен аустенита. При этом зерна УСС в структуре распределены сравнительно равномерно и их количество составляет $15 \pm 2\%$.

Электронномикроскопические исследования показали (рис. 3, 4), что внутри полиэдрических зерен феррита обеих исследованных сталей наблюдается повышенная плотность дислокаций ($\rho_d \sim 5 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$), унаследованных от горячедеформированного аустенита, а также возникших в ходе $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения и при изготовлении трубы. В ферритных зернах трубы из стали A дислокации распределены сравнительно однородно (рис. 3, а), а в ферритных зернах трубы из стали B дислокации стремятся сформировать субграницы (рис. 3, б), что свидетельствует о их повышенной подвижности и сравнительно слабом закреплении.

В областях внутри зерен феррита обеих исследованных сталей, где контраст на дислокациях подавлен, об-

наруживаются дисперсные выделения двух морфологических типов:

- 1) сравнительно крупные частицы размером около 100 – 400 нм в стали A и 200 – 300 нм в стали B, имеющие форму, близкую к ограненной или округлой, тяготеющие к границам зерен (рис. 3, стрелки ↑);
- 2) наиболее дисперсные выделения размером меньше 10 нм в стали A и ~ 20 нм в стали B, расположенные на линиях дислокаций (рис. 3, 4, стрелки ↓).

Снять микрозондовые спектры с этих частиц в фольге и определить фазовый состав не удалось, поэтому их идентификация была проведена на экстракционных репликах (см. ниже).

В некоторых микрообъемах наблюдаются вытянутые кристаллы второй фазы длиной примерно 1 мкм, шириной – 0,1 мкм, (рис. 4, стрелки ↑). Расчет электронограмм, снятых с подобных областей по методу поликристалла показывает, что они содержат интерференционные линии феррита и цементита. При этом отличительной особенностью дифракционной картины цементита является линия с межплоскостным расстоянием 1,96 Å. Подобных выделений цементита в стали B меньше, чем в стали A, где их скопление можно интерпретировать как вырожденный перлит. Продукты низкотемпературных сдвиговых превращений (маргантит, бейнит) выглядят в виде реек толщиной 2 – 2,5 мкм (см. рис. 4). Они имеют прямые (плоские) границы и повышенную плотность дислокаций ($\rho_d \sim 1 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$).

На рис. 3, а видны участки Б (островки), зажатые между ферритными зернами. Индицированием микрозондовых спектров, снятых с этих участков, и переходом в темнопольное изображение установлено, что они имеют ГЦК-решетку, т.е. являются островками остаточного аустенита.

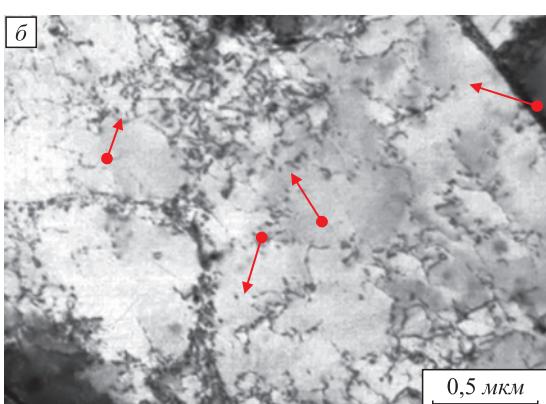
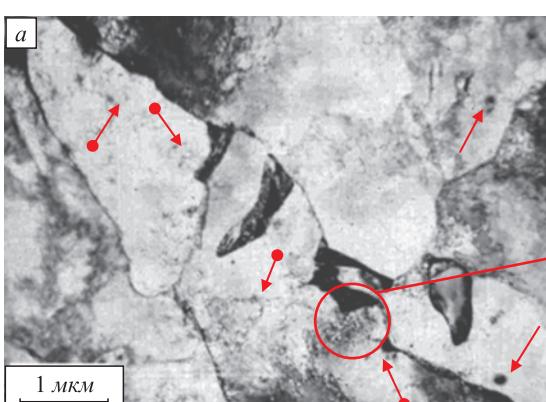


Рис. 3. Микроструктура труб из стали A (а) и стали B (б):
↑ – выделения I типа; ↓ – выделения II типа

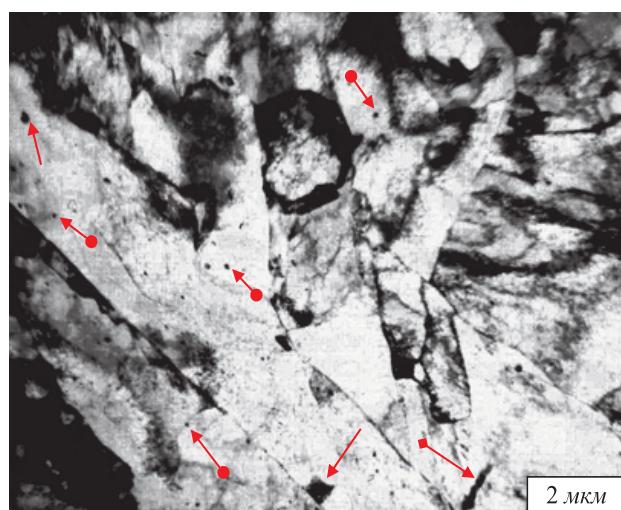


Рис. 4. Микроструктура трубы из стали А:
↑ – выделения I типа; ↑ – выделения II типа;
↓ – выделения цементита, ×7000

Выделения дисперсных частиц в исследованных сталях, захваченные в реплики, электронограммы с них и их расшифровка представлены на рис. 5, 6.

На рис. 5, а видно, что выделения дисперсных фаз в стали A имеют различную морфологию. Плотность частиц в отдельных микрообъемах весьма низка, а в

областях, где имеется их повышенное количество, они распределены сравнительно однородно. Крупные частицы неправильной огранченной или округлой формы располагаются в виде скоплений.

В стали B имеются вытянутые области длиной более 2,5 мкм и шириной ~ 1 мкм, в которых частицы пра-

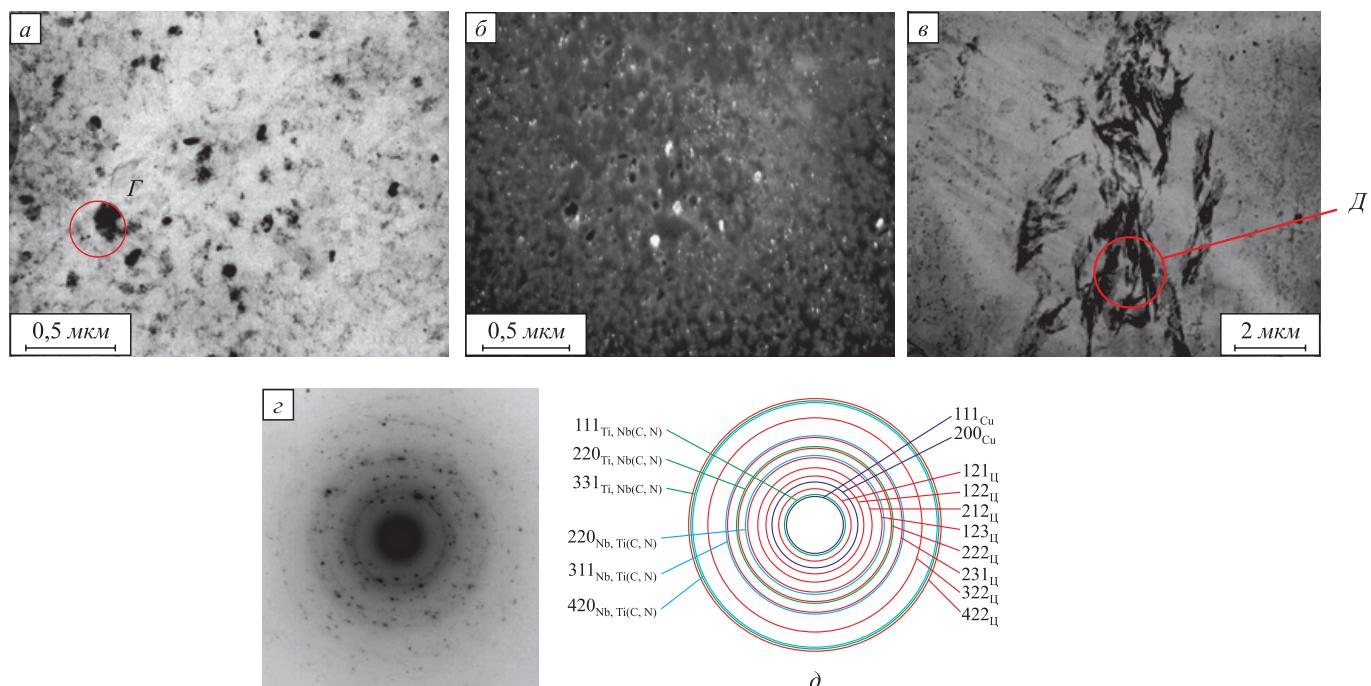


Рис. 5. Дисперсные выделения в стали A (реплика):
а – микроструктура, $\times 48\ 000$; б – темнопольное изображение, снятое с области Γ , полученное в свете рефлекса 200Nb,Ti(C, N); в – микроструктура, $\times 10\ 000$; г – микроэлектронограмма с области Δ ; д – индицирование микроэлектронограммы

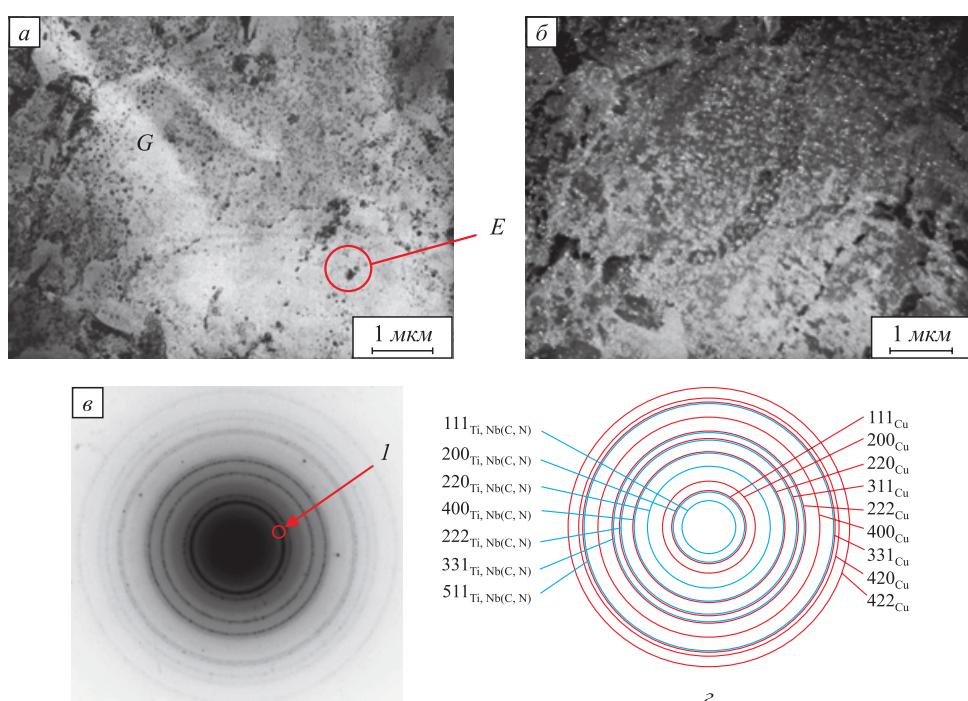


Рис. 6. Дисперсные выделения в стали B (реплика):
а – микроструктура, $\times 17\ 000$; б – темнопольное изображение с области E , полученное в свете участка I на интерференционном кольце 111Cu (200Ti(C, N)) электронограммы, $\times 17\ 000$; в – микроэлектронограмма с области E ; г – индицирование микроэлектронограммы

ктически отсутствуют (рис. 6, *a*, область *G*). Согласно наблюдениям структуры на тонких фольгах (см. рис. 4), такие области, вероятно, представляют собой кристаллы мартенсита, сформировавшиеся при столь низких температурах (≤ 350 °C), при которых выделение дисперсных частиц невозможно (минимальные температуры образования выделений на основе меди ~ 350 °C, а карбонитридных фаз типа Nb, Ti(C, N) ~ 650 °C) [5, 6].

На рис. 6, *b* приведено темнопольное изображение в свете участка *I* на наиболее интенсивном интерференционном кольце 111_{Cu} на электронограмме. Видно, что в отражающем положении находится большое число крайне дисперсных частиц, расположенных, в основном, однородно по объему металла, которые можно интерпретировать как дисперсные выделения меди (ϵ -фазы) на линиях дислокаций (см. рис. 3, *b*).

Крупные частицы имеют средний размер 35 нм в стали *A* и 75 нм в стали *B*. Средний размер мелких выделений составляет около 14 нм и 23 нм соответственно.

Данные по размеру крупных частиц носят неполный характер. Статистику по размерам мелких частиц можно считать более объективной, поскольку крупные частицы размером больше 0,2 мкм (200 нм) не были захвачены в реплику. Это связано с тем, что применялось неглубокое травление с целью извлечь из сравнительно тонкого слоя металла наиболее дисперсные частицы.

Анализ электронограмм, снятых с выделений дисперсных фаз в обеих сталях показал, что они достаточно близки. Их индицирование показано на примере электронограммы на рис. 6, *c*, содержащей наиболее полную дифракционную картину. Она имеет вид интерференционных колец, состоящих из отдельных сливающихся рефлексов от совокупности хаотически ориентированных частиц.

При анализе электронограммы на рис. 6, *c* можно выделить несколько линий, однозначно характеризующих чистую медь (ϵ -фазу с ГЦК-решеткой и периодом $a = 3,62$ Å) и комплексный карбонитрид Ti, Nb(C, N) [5]. Линии с межплоскостными расстояниями 2,44 и 1,49 Å (табл. 2) являются отличительными для карбонитрида ниобия, обогащенного Ti. Линия, отвечающая межплоскостному расстоянию 1,79 Å, принадлежат исключи-

тельно меди (ϵ -фазе). Для карбонитридных фаз линии с такими межплоскостными расстояниями отсутствуют. Остальные линии могут одновременно принадлежать меди и карбонитриду Ti,Nb(C,N).

Аналогичный вид имеет электронограмма, полученная с области *Г* (рис. 5, *a*). Ее анализ, как и темнопольное изображение (рис. 5, *b*) показывают, что этот участок содержит выделения ϵ -фазы и карбонитриды двух типов. Рефлексы, соответствующие межплоскостным расстояниям 2,49 и 2,14 Å, являются отличительными отражениями для карбонитрида на основе Ti. Рефлекс, соответствующий межплоскостному расстоянию 2,19 Å, можно интерпретировать как отражение от карбонитрида, обогащенного Nb [5]. Отличительной линией для меди являются отражения с межплоскостными расстояниями 2,07 и 1,79 Å [6]. Остальные линии всех фаз накладываются друг на друга.

Участок *Д* на рис. 5, *c* содержит скопление частиц вытянутой формы. Кольца микроэлектронограммы, снятой с этой области (рис. 5, *г*), состоят из отдельных рефлексов, полученных от совокупности хаотически ориентированных частиц. Расчет электронограммы показал, что помимо линий карбонитридных фаз и выделений меди присутствуют также отражения цементита с межплоскостными расстояниями 3,35; 2,36; 1,75; 1,72; 1,40; 1,37; 1,21 и 1,15 Å. Исходя из этого, данную область можно интерпретировать как вырожденный перлит.

Микрорентгеновский спектральный анализ химического состава выделений был проведен на тех же репликах. Он подтвердил, что частицы первого типа неправильной ограненной или округлой формы (рис. 7, *a, в*) размером 400 – 500 Å, являются сложными карбонитридами с переменным отношением Nb/Ti. Они, очевидно, выделяются в ходе горячей деформации и при последующем охлаждении в диапазоне температур 1200 – 700 °C по границам вытянутых зерен аустенита или в их объеме на линиях дислокаций.

Поскольку титан является более сильным карбонитридовобразителем, чем ниобий, то в верхней части интервала температур ~ 1200 – 1000 °C происходит выделение частиц карбонитридов, обогащенных Ti ($Nb/Ti = 0,5$) (табл. 2). Они имеют ограненную форму и наибольший размер. При охлаждении до более низких температур атомы титана постепенно замещаются в решетке кар-

Таблица 2

Данные количественного рентгеноспектрального анализа элементов в локальных областях реплик от образцов сталей *A* и *B*, % (по массе)

Стали	Участок	O	Si	V	Ni	Cr	Cu	Ti	Nb	Nb/Ti
<i>A</i>	1	32,50	54,18	–	0,89	–	5,33	0,99	7,37	7,4
	2	26,92	58,16	0,25	–	0,77	11,03	0,33	2,53	7,6
<i>B</i>	1	21,43	38,82	–	–	0,39	9,55	2,58	1,85	0,5
	2	31,51	58,09	–	–	0,17	9,34	–	–	–

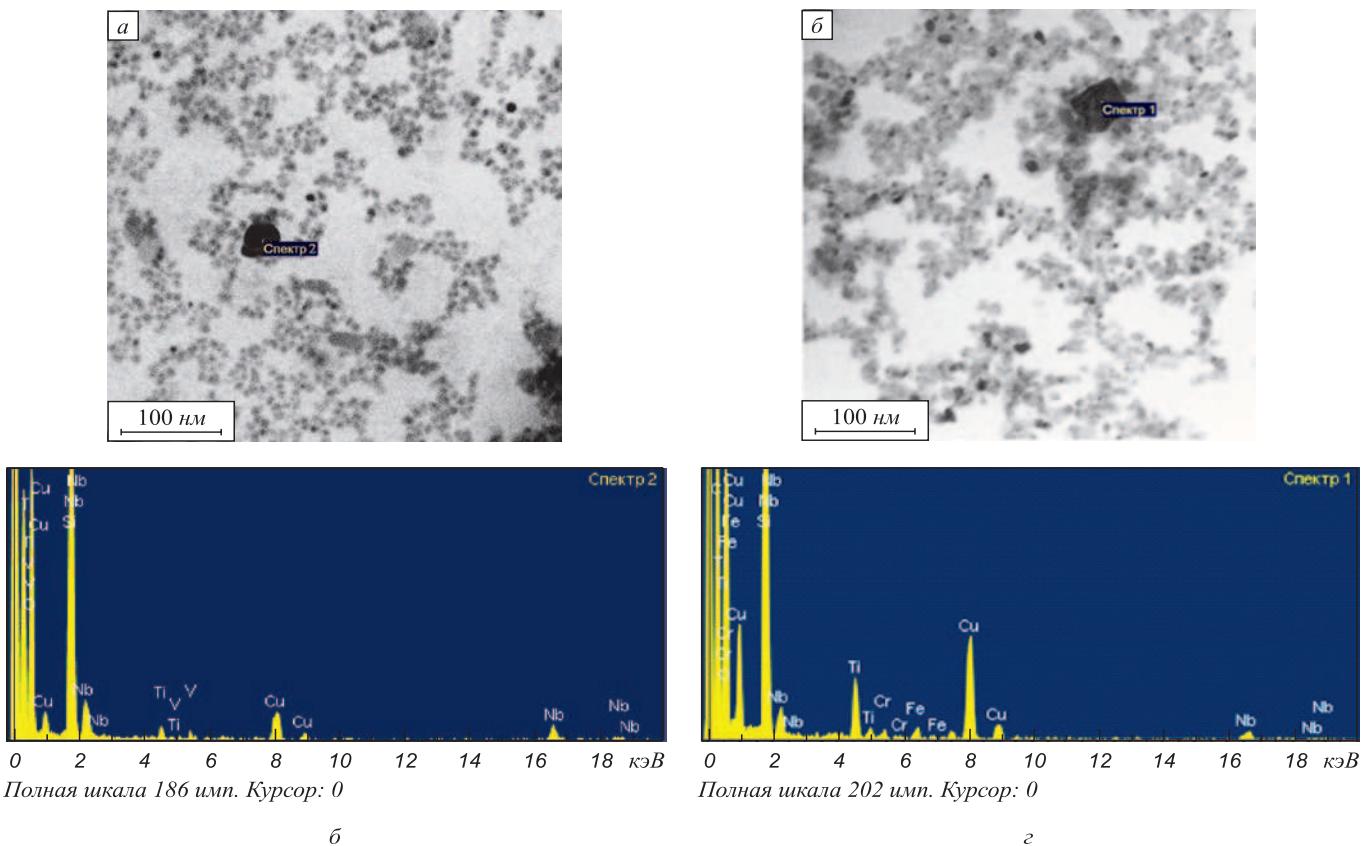


Рис. 7. Частицы, экстрагированные в реплику из сталей *A* и *B* (*а* и *в* соответственно), и спектрограммы, полученные от них (*б* и *г*)

бонитридов атомами ниобия, о чем говорит повышение отношения $Nb/Ti \geq 7$ для частиц, экстрагированных из стали *A* (рис. 7, *б*, табл. 2).

Микроспектральный анализ подтвердил, что частицы второго типа размером 100 – 200 Å являются выделениями меди (ϵ -фазы). Согласно спектрограммам (рис. 7, *б*, *г*), содержание меди в исследованных локальных объемах меняется от минимального (~ 3 %) до максимального (~ 20 %). Минимальное значение принималось за уровень фона, возникающего из-за подсвечивания атомов меди от деталей конструкции прибора. Значительное превышение над уровнем фона количества меди в других областях позволяет считать, что наблюдаемые дисперсные частицы являются ϵ -фазой, как это и установлено из расчета электроннограмм, снятых с них.

В стали *A* были обнаружены локальные области, содержащие 0,10 – 0,25 % ванадия. Это свидетельствует о наличии в данной стали частиц карбида ванадия, однако по размеру и форме частицы VC неотличимы от частиц ϵ -фазы.

На спектрограмме также имеются линии O, Si, Ni, Cr (рис. 7, *б*, *г*; табл. 2). Присутствие в столь больших количествах этих элементов в частицах карбидов и/или ϵ -фазы маловероятно. Можно полагать, что большая часть этих элементов, в первую очередь O и Si, находится в самой угольной реплике (пленке) и попала в нее при напылении вследствие недостаточно глубокого вакуума (O) или из углей, использованных при напылении (Si).

Изучен химический состав трубных сталей класса прочности X80 практически всех производителей – потенциальных поставщиков штрапса для трубных компаний РФ и труб для ОАО «Газпром». Установлено, в частности, что подавляющее число компаний наряду с традиционными элементами (Mn, Ni, Mo), в качестве легирующей добавки используют медь в количестве 0,18 – 0,49 % (по массе) (табл. 3). Меньшее число поставщиков производят сталь с содержанием Cu на уровне 0,03 – 0,07 %, которая попадает в жидкий расплав стали из металлической части шихты (технологическая примесь). Следует отметить, что практически все производители, использующие медь, не применяют ванадий совсем или показывают его на уровне 0,001 – 0,002 %.

С помощью программы Thermo-Calc методом CALPHAD рассчитывали фазовый состав трубных сталей X80, в том числе производителей *A* и *B*, подробно исследованных в настоящей работе. В работе использовали термодинамическую базу данных TCFE4 применительно к многокомпонентным системам. В данном случае это 14-ти компонентная система Fe-C-Mn-Si-P-S-Ni-Mo-Cr-Nb-Ti-Al-N, составляющая основу трубных сталей. Показано, что во всех без исключения сталях (изучено 9 составов) Cu представлена в составе двух «фаз», формально записанных в виде CuMn и MnNiFeCu. Массовая доля первой «фазы» составляет от 0,029 до 0,4781 % и практически совпадает с концен-

Таблица 3

Содержание меди в химическом и фазовом составе трубных сталей категории прочности X80

Поставщик	A	B	C		D		E	F	G
			Вариант 1	Вариант 2	Вариант 1	Вариант 2			
Содержание Cu в стали, % (по массе)	0,18	0,49	0,07	0,03	0,21	0,18	0,27	0,28	0,27
Массовая доля «медьсодержащей фазы» (Cu), %	0,1763	0,4781	0,0637	0,029	0,2172	0,1842	0,2917	0,2945	0,2841
Содержание Cu в составе «фазы», %	96	98	86	97	93	96	89	93	92

трацией Cu, определенной при анализе химического состава спектральным методом (см. табл. 3). Количество Cu во второй «фазе» ничтожно мало и потому в дальнейшем изложении не учитывается.

Для дальнейших расчетов выбрали химический состав стали X80 производителя E, одного из числа тех, которые применяют Cu (табл. 4). Как видно, в данном составе медь является вторым по массовому содержанию легирующим элементом после марганца.

В табл. 5 представлены массовые доли феррита и «медьсодержащей фазы» (Cu) с содержанием в них меди и марганца при различных температурах ниже 900 К. По данным таблицы видно, что при температуре 900 К практически вся медь содержится в феррите ($0,272 \times 0,99213 = 0,2699$). При дальнейшем снижении

температуры растворимость меди в феррите начинает уменьшаться и из него выделяется «медьсодержащая фаза» (Cu). Примерный температурный интервал выделения этой фазы 850 – 300 К.

Медьсодержащая фаза (Cu) представляет собой твердый раствор замещения марганца в меди. Записать эту фазу в виде формулы химического соединения не представляется возможным, так как в системе Cu–Mn химические соединения отсутствуют (существование соединений $MnCu_5$ и $MnCu_3$ не подтверждено экспериментально) [7]. В этой системе наблюдается образование однофазного твердого раствора на основе меди. По мере снижения температуры содержание марганца в «медьсодержащей фазе» (Cu) увеличивается с 4,074 % при 850 К до 10,329 % при 300 К. Это связано с умень-

Таблица 4

Химический состав стали X80 производителя E

Содержание элементов, % (по массе)														
Fe	C	Mn	Si	S	P	Ni	Mo	Cu	Cr	Nb	Ti	Al	N	
Осн.	0,06	1,80	0,21	0,003	0,008	0,22	0,23	0,27	0,02	0,03	0,01	0,03	0,003	

Таблица 5

**Распределение меди в фазовых составляющих после равновесной кристаллизации стали X80
в ходе охлаждения ниже 900 К**

T, K	Фазовая составляющая					
	Феррит			«Медьсодержащая фаза» (Cu)		
	m, массовая доля	Cu, % (по массе)	Mn, % (по массе)	m, массовая доля	Cu, % (по массе)	Mn, % (по массе)
900	0,99213	0,272	1,675	0	–	–
850	0,99193	0,210	1,566	0,00065	95,228	4,074
800	0,99091	0,126	1,526	0,00153	94,797	4,650
700	0,98996	0,039	1,458	0,00247	93,549	6,043
600	0,98455	0,009	1,221	0,00232	92,794	6,981
500	0,98036	0,001	0,911	0,00243	92,381	7,530
400	0,97653	5,5E-05	0,568	0,00270	92,338	7,645
300	0,97472	3,3E-07	0,352	0,00291	89,670	10,329

шением растворимости марганца в феррите с 1,566 до 0,352 % в том же интервале температур (см. табл. 5). Выделяющийся из феррита марганец переходит в «медьсодержащую фазу» (Cu). Количество данной фазы при температуре 300 К составляет 0,00291 с содержанием меди 89,670 %. Это означает, что из 0,27 % меди, имеющейся в стали, на «медьсодержащую фазу» (Cu) приходится $0,00291 \times 89,670 \times 100\% / 0,27 = 96,644\%$, т.е. практически вся медь находится в составе упомянутого выше твердого раствора.

Чтобы оценить влияние содержания меди и марганца в стали на количество и состав «медьсодержащей фазы» (Cu), был рассчитан фазовый состав стали X80 с разным содержанием меди (0,1; 0,27; 0,6; 1,0 %) и марганца (1,6; 1,8; 2,0 %). Массовая доля «медьсодержащей фазы» (Cu) и ее состав при указанных содержаниях этих элементов представлены в табл. 6.

Из таблицы видно, что с повышением содержания меди и неизменном содержании марганца количество «медьсодержащей фазы» (Cu) возрастает пропорционально увеличению содержания меди в стали. При этом содержание марганца в самой «фазе» снижается незначительно. С повышением содержания марганца в стали и неизменном содержании меди массовая доля «медьсодержащей фазы» (Cu) практически не меняется, тогда как содержание марганца в ней заметно возрастает (см. табл. 6).

Таким образом, по результатам данной части работы можно утверждать, что медь, используемая в трубных сталях в качестве легирующей присадки, находится в них в элементарном виде.

Выходы. Металлографически установлено, что основной металл высокопрочных сталей исследованных труб двух производителей имеет двухфазную ферритобейнитную (мартенситную) структуру с ультрамелким зерном феррита ($d_{\phi} = 2,2 - 3,0$ мкм) и упрочняющей структурной составляющей ($d_{YCC} \approx 3$ мкм), а также ее дозированное количество ($q_{YCC} \approx 13 - 20\%$). В структу-

ре стали A обнаружены чередующиеся апериодические полосы шириной до 150 мкм, обогащенные ферритом или УСС и вытянутые вдоль направления прокатки горячекатаного листа, как и полосы 3 – 15 мкм. Особенностью стали B являются крупные (до ~ 10 мкм) зерна феррита на фоне однородной мелкой структуры.

Электронномикроскопически на тонких фольгах оценено, что плотность дислокаций в рейках низкотемпературных продуктов распада переохлажденного аустенита составляет $\approx 1 \cdot 10^{11}$ см⁻², а в полигранулярных зернах феррита $\approx 5 \cdot 10^{10}$ см⁻². В стали A обнаружены участки (островки) неправильной формы остаточного аустенита размером до ~ 1 мкм, зажатые между зернами полигранулярного феррита.

Электронномикроскопические исследования тонких фольг и реплик показали, что в сталях обоих производителей присутствуют дисперсные частицы двух типов: относительно крупные карбонитриды типа Nb, Ti(C, N) размером 300 – 400 Å в стали A и 650 – 850 Å в стали B, имеющие неправильную ограниченную или округлую форму, а также выделения чистой меди (ϵ -фазы) размером 100 – 150 Å в стали A и 150 – 250 Å в стали B, которые располагаются преимущественно на линиях дислокаций внутри кристаллов (в основном феррита, иногда реечных кристаллов, вероятно, бейнита). Наличие выделений ϵ -фазы в обеих сталях подтверждено микрорентгеноспектральным анализом и расчетами микроэлектронограмм.

Расчеты в программе Thermo-Calc показали, что медь, используемая в трубных сталях в качестве легирующей добавки, присутствует в них в виде «медьсодержащей фазы» (Cu). Сама «фаза» представляет собой твердый раствор замещения марганца в меди. С учетом состава «фазы» можно утверждать, что основная часть меди в трубных сталях находится в элементарном виде.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Арабей А.Б. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 7. С. 3 – 10.
2. Пышминцев И.Ю., Столяров В.И., Гервасьев А.М. и др. // Наука и техника в газовой промышленности. 2009. № 1. С. 56 – 61.
3. Казаков А.А., Чигинцев Л.С., Казакова Е.И. и др. // Черные металлы. 2009. № 12. С. 17 – 22.
4. Фарбер В.М., Кушнаренко Н.Н., Фрейдензон Ю.Е. и др. // ФММ. 1976. Т. 41. № 4. С. 834 – 848.
5. Гольдштейн М.И., Фарбер В.М. Дисперсионное упрочнение стали. –М.: Металлургия. 1979. – 208 с.
6. Океда Х., Секино С., Мурота Т. // В кн. «Медь в черных металлах». Под ред. И. Ле Мая, А.М.-Д. Шетки. – М.: Металлургия. 1988. – 312 с.
7. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Справ. в 3т.: Т. 1 / Под ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение. 1996. – 992 с.

© 2012 г. А.Б. Арабей, В.М. Фарбер,

И.Ю. Пышминцев, А.Г. Глебов,

О.В. Селиванова, Н.В. Лежнин, В.Е. Баженов

Поступила 15 сентября 2011 г.

Таблица 6

Массовая доля «медьсодержащей фазы» (Cu) и ее состав в зависимости от содержания меди и марганца в стали X80

Содержание меди и марганца в стали, % (по массе)		<i>m</i> , массовая доля	Состав, %	
Cu	Mn		Cu	Mn
0,10	1,80	0,00101	89,398	10,601
0,27	1,80	0,00291	89,670	10,329
0,60	1,80	0,00656	90,157	9,842
1,00	1,80	0,01094	90,686	9,314
0,27	1,60	0,00286	92,554	7,445
0,27	1,80	0,00291	89,670	10,329
0,27	2,00	0,00294	86,944	13,055