



Influence of thermal and thermal-mechanical treatments on microstructure and mechanical properties of the multicomponent alloy $\text{FeCrMnNiCo}_{0.85}\text{C}_{0.15}$

E. V. Melnikov[†], S. V. Astafurov, K. A. Reunova, V. A. Moskvina, M. Yu. Panchenko,

I. A. Tumbusova, E. G. Astafurova

[†]melnickow-jenya@yandex.ru

Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, 634055, Russia

The multicomponent FeCrMnNiCo alloy, known as the Cantor alloy, has a single-phase austenitic structure (with an fcc crystal lattice) and high ductility and toughness. However, at room temperature, the yield strength of the Cantor alloy is rather low (≈ 200 MPa). Alloying of the FeCrMnNiCo multicomponent alloy with carbon can significantly increase its strength properties due to solid solution hardening of the austenitic phase and precipitation hardening. But for alloys with interstitial atoms, high values of the configurational entropy do not provide the formation of a single-phase structure in the cast state. The formation of large incoherent $\text{M}_7\text{C}_3/\text{M}_{23}\text{C}_6$ carbides occurs during crystallization and their presence adversely affects the plasticity of cast carbon-alloyed multicomponent alloys. Achievement of a high-strength state without the loss of plasticity is possible by modifying the microstructure of carbon-alloyed alloys using thermal and thermomechanical treatments. We studied the structure, phase composition, and mechanical properties of the $\text{FeCrMnNiCo}_{0.85}\text{C}_{0.15}$ alloy in the cast and annealed (at 1200°C , 1 h) states, as well as after multistage thermomechanical treatments, including high-temperature annealing, hot forging, and cold rolling. It was found that alloying with carbon leads to an increase in the yield strength and a sharp drop in the ductility of the cast $\text{FeCrMnNiCo}_{0.85}\text{C}_{0.15}$ alloy ($\sigma_{0.2} = 315$ MPa, $\delta = 12\%$) as compared to the reference Cantor alloy containing no carbon atoms ($\sigma_{0.2} = 180$ MPa, $\delta = 62\%$). Cast $\text{FeCrMnNiCo}_{0.85}\text{C}_{0.15}$ alloy has an inhomogeneous structure consisting of an austenitic phase and large carbides. Annealing promotes partial dissolution of carbides, is accompanied by an increase in the yield stress, but does not contribute to an increase in the plasticity of the alloy ($\sigma_{0.2} = 355$ MPa, $\delta = 9\%$). Thermomechanical treatments do not provide the formation of a single-phase austenitic structure, but contribute to a significant dissolution of carbides and an increase in the solid solution hardening of the austenite phase. Such alloys have significantly higher strength and ductility values ($\sigma_{0.2} = 434 - 436$ MPa, $\delta = 35 - 37\%$) in comparison with cast alloy and Cantor alloy.

Keywords: multicomponent alloy, solid solution hardening, austenite, carbides, mechanical properties.

УДК: 621.7;539.42;538.9

Влияние термической и термомеханической обработки на микроструктуру и механические свойства многокомпонентного сплава $\text{FeCrMnNiCo}_{0.85}\text{C}_{0.15}$

Мельников Е. В.[†], Астафуров С. В., Реунова К. А., Москвина В. А., Панченко М. Ю.,

Тумбусова И. А., Астафурова Е. Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634055, Россия

Многокомпонентный сплав FeCrMnNiCo, известный как сплав Кантора, имеет однофазную аустенитную структуру (с ГЦК кристаллической решеткой) и обладает высокой пластичностью и ударной вязкостью. Однако при комнатной температуре предел текучести сплава Кантора довольно низкий (≈ 200 МПа). Легирование многокомпонентного сплава FeCrMnNiCo атомами углерода позволяет значительно повысить его прочностные свойства за счет твер-

дорастворного упрочнения аустенитной фазы и дисперсионного твердения. Но для сплавов с атомами внедрения, высокие значения конфигурационной энтропии не обеспечивают формирования однофазной структуры в литом состоянии. Образование крупных некогерентных карбидов $M_7C_3/M_{23}C_6$ происходит в процессе кристаллизации и их присутствие отрицательно сказывается на пластичности литых углеродистых многокомпонентных сплавов. Достижение высокопрочного состояния без потери пластичности возможно за счет модификации микроструктуры углеродистых сплавов с использованием термических и термомеханических обработок. В работе исследовали структуру, фазовый состав и механические свойства сплава $FeCrMnNiCo_{0.85}C_{0.15}$ в литом и отожженном (при 1200°C, 1 ч) состояниях, а также после многоступенчатых термомеханических обработок, включающих высокотемпературные отжиги, горячую ковку и холодную прокатку. Установлено, что легирование углеродом приводит к повышению предела текучести и резкому падению пластичности литого сплава $FeCrMnNiCo_{0.85}C_{0.15}$ ($\sigma_{0.2} = 315$ МПа, $\delta = 12\%$) по сравнению с референтным сплавом Кантора, не содержащим атомов углерода ($\sigma_{0.2} = 180$ МПа, $\delta = 62\%$). Литой углеродистый сплав $FeCrMnNiCo_{0.85}C_{0.15}$ имеет неоднородную структуру, состоящую из аустенитной фазы и крупных карбидов. Отжиг способствует частичному растворению карбидов, сопровождается ростом предела текучести, но не способствует увеличению пластичности сплава ($\sigma_{0.2} = 355$ МПа, $\delta = 9\%$). Термомеханические обработки не обеспечивают формирования однофазной аустенитной структуры, но способствуют значительному растворению карбидов и усилению твердорастворного упрочнения аустенитной фазы. Такие сплавы обладают значительно более высокой прочностью и пластичностью ($\sigma_{0.2} = 434 - 436$ МПа, $\delta = 35 - 37\%$) по сравнению с литым углеродистым сплавом и сплавом Кантора.

Ключевые слова: многокомпонентный сплав, твердорастворное упрочнение, аустенит, карбиды, механические свойства.

1. Введение

В последние годы высокоэнтروпийные сплавы (ВЭС) привлекают большое внимание материаловедов всего мира из-за их потенциального применения в качестве конструкционных материалов с высокими эксплуатационными характеристиками [1–3]. Концепция проектирования ВЭСов основана на разработке многокомпонентных сплавов со сложным химическим составом, содержащем несколько (обычно 5 и более) основных элементов с концентрациями от 5 до 35 ат.%. Предполагалось, что высокая энтропия смешения в таких сплавах обеспечивает формирование разупорядоченных твердых растворов с относительно простыми типами кристаллической решетки — гранецентрированной кубической (ГЦК) и объемноцентрированной кубической (ОЦК). К настоящему времени убедительно показано, что высокие значения энтропии смешения не всегда достаточны для обеспечения фазовой стабильности многокомпонентных сплавов, и класс ВЭСов пополняется гетерофазными материалами с разными типами кристаллической решетки [1–3].

Значительный интерес исследователей привлекает эквивалентный сплав $FeCrMnNiCo$, также известный как сплав Кантора [5–7]. В литом состоянии он обладает однофазной аустенитной структурой с ГЦК кристаллической решеткой. Сплав характеризуется высокой пластичностью и ударной вязкостью при комнатной и пониженных температурах, однако его предел текучести при комнатной температуре испытания довольно низкий [8–10]. Легирование элементами внедрения, такими как углерод, может эффективно увеличить прочность ГЦК ВЭСов без значительной потери пластичности за счет твердорастворного упрочнения и дисперсионного твердения [7,11–15]. Однако, как было показано в работах [5,11,15], легирование сплава Кантора углеродом с концентрациями, превышающими 1 ат.%,

сопровождается выделением карбидов, что отрицательно сказывается на пластичности сплавов.

Цель данной работы — установить влияние термической и термомеханической обработок на микроструктуру, фазовый состав и механические свойства легированного углеродом высокоэнтропийного сплава $FeCrMnNiCo_{0.85}C_{0.15}$.

2. Материалы и методы исследования

Материалами для исследования служили два высокоэнтропийных сплава: эквивалентный сплав Кантора $FeCrMnNiCo$ и многокомпонентный сплав $FeCrMnNiCo_{0.85}C_{0.15}$ (содержит 3 ат.% углерода). Плавку материалов проводили в вакуумной индукционной печи. Для проведения термической (ТО) и термомеханической обработок (ТМО), на электроискровом станке из отливок вырезали прямоугольные заготовки с размерами $8 \times 8 \times 20$ мм³.

Сплав $FeCrMnNiCo_{0.85}C_{0.15}$ исследовали в нескольких состояниях:

- В литом состоянии, далее по тексту такие образцы обозначены как 3C_литой/3C_cast.

- После ТО, заключающейся в выдержке при температуре 1200°C в течение 1 часа с закалкой в воду комнатной температуры (3C_TO/3C_SST).

- После ТМО1 (3C_TMO1/3C_TMT1), включающей нагрев и выдержку заготовок при температуре 1200°C в течение 12 часов (закалка в воду), горячую ковку (при 1230°C) с осадкой до 60%, выдержку при температуре 1200°C в течение 12 часов (закалка в воду), холодную прокатку при комнатной температуре до общей степени осадки 80% и финальную выдержку при 1200°C (1 ч) с охлаждением в воду.

- После ТМО2 (3C_TMO2/3C_TMT2), заключающейся в выдержке заготовок при температуре 1200°C в течение 2 часов (закалка в воду) и холодной прокатке до 40, 65 и 80% обжатия при комнатной температуре

с промежуточными выдержками при 1200°C в течение 2 часов (закалка в воду). После последнего этапа прокатки пластины выдерживали 1 час при 1200°C и закаливали в воду комнатной температуры.

Заготовки сплава FeCrMnNiCo подвергали гомогенизации — выдерживали при температуре 1200°C в течение 2 часов (закалка в воду), затем прокатывали при комнатной температуре до 80% обжатия, отжигали при 1200°C (2 ч) и закаливали в воду (0C_TMO/0C_TMT).

Из обработанных по разным режимам заготовок вырезали плоские пропорциональные образцы в форме двойных лопаток с размерами рабочей части 12.0×2.7×1.3 мм³. Механические испытания на одноосное статическое растяжение проводили на испытательной машине LFM-125 (Walter+Bai AG) при комнатной температуре с начальной скоростью деформации $5 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$. Предварительно образцы механически шлифовали и электролитически полировали в растворе 25 г CrO₃ + 200 мл H₃PO₄.

Рентгенофазовый и рентгеноструктурный анализ проводили на дифрактометре ДРОН 7 (Буревестник) в CoK α -излучении. Параметры кристаллической решетки аустенитной фазы (a_γ) определяли экстраполяцией зависимости величин (a_{hkl}), определенных для каждой рентгеновской линии с индексами (hkl), от функции ($\cos\theta \cot\theta$). Металлографические исследования выполняли с использованием светового микроскопа Альтами Мет 1С. Анализ микроструктуры образцов выполняли с помощью растрового электронного микроскопа (РЭМ, LEO EVO 50, Zeiss) и просвечивающего электронного микроскопа JEM 2100 (JEOL, ПЭМ). Образцы для ПЭМ в виде фольг получали электрополировкой в охлажденном растворе 95% CH₃COOH + 5% H₃ClO₄.

3. Результаты и их обсуждение

На Рис. 1 представлены рентгенограммы для гомогенизированного сплава FeCrMnNiCo и сплава FeCrMnNiCo_{0.85}C_{0.15}

в зависимости от режима обработки, а также металлографические изображения зеренной структуры для углеродистого сплава в литом состоянии и после ТМО2 (для ТО состояния зёрнная структура аналогична наблюдаемой в литом сплаве, а для ТМО1 — сплаву после ТМО2). Данные рентгеновской дифракции свидетельствуют о том, что независимо от способа обработки сплавы имеют ГЦК структуру — все рентгеновские линии соответствуют аустенитной фазе. Тем не менее, исследования микроструктуры сплава FeCrMnNiCo_{0.85}C_{0.15} указывают на формирование гетерофазных состояний с разным содержанием, формой и распределением карбидов в аустенитной матрице (Рис. 2).

Формирование карбидных фаз $M_7C_3/M_{23}C_6$ в литом сплаве FeCrMnNiCo_{0.85}C_{0.15} происходит преимущественно вдоль границ зерен, они имеют форму пластин, стержней или глобул (Рис. 2a,d). Объемная доля карбидов на СЭМ-изображениях достаточно велика, но они не выявляются при рентгеновских исследованиях ввиду малого (менее 5%) содержания каждой из фаз $M_7C_3/M_{23}C_6$ [12,16]. ТО способствует частичному растворению карбидов (Рис. 2b,e), но по сравнению с методами ТМО это влияние заметно слабее (Рис. 3c,f). Обе термомеханические обработки обеспечивают фрагментацию и значительное растворение частиц. Несмотря на это крупные некогерентные частицы сферической формы наблюдаются в структуре сплавов 3C_TMO1 и 3C_TMO2 (со средним размером 8 ± 3 мкм). Следовательно, даже методами ТМО не удалось сформировать однофазный твердый раствор углерода в аустенитной фазе сплава FeCrMnNiCo_{0.85}C_{0.15}, небольшая доля карбидов сохраняется в его структуре.

По данным рентгеноструктурного анализа величина параметра кристаллической решетки (a) аустенитной фазы в литом сплаве FeCrMnNiCo_{0.85}C_{0.15} имеет большее значение, чем величина, характерная для гомогенизированного эквивалентного сплава FeCrMnNiCo, не содержащего атомов углерода (Табл. 1). Это свиде-

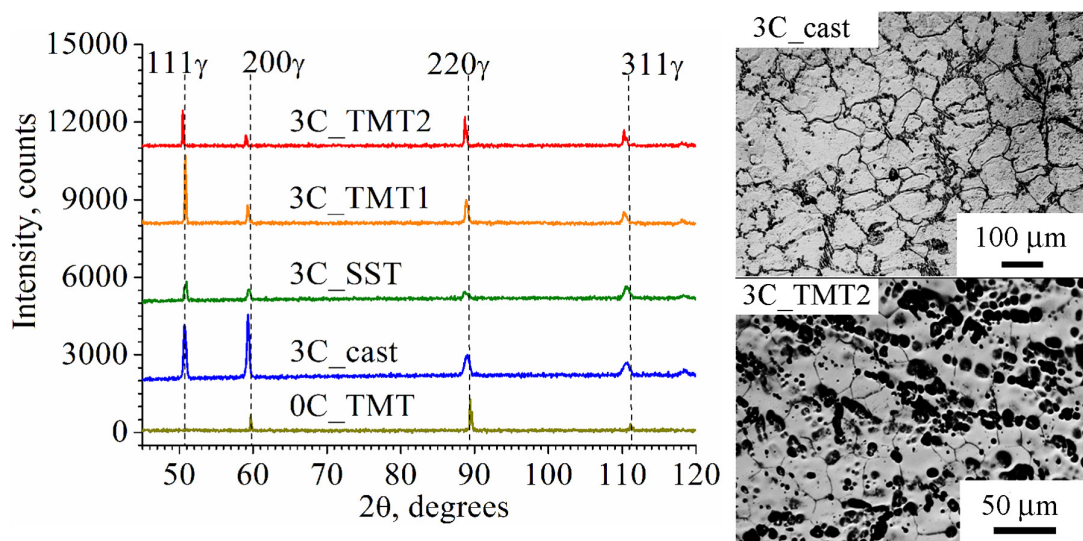


Рис. 1. (Color online) Рентгенограммы и металлографические изображения зеренной структуры сплавов FeCrMnNiCo и FeCrMnNiCo_{0.85}C_{0.15} в зависимости от режима обработки.

Fig. 1. (Color online) XRD patterns and metallographic images of the grain structure FeCrMnNiCo and FeCrMnNiCo_{0.85}C_{0.15} alloys in dependence on treatment regime.

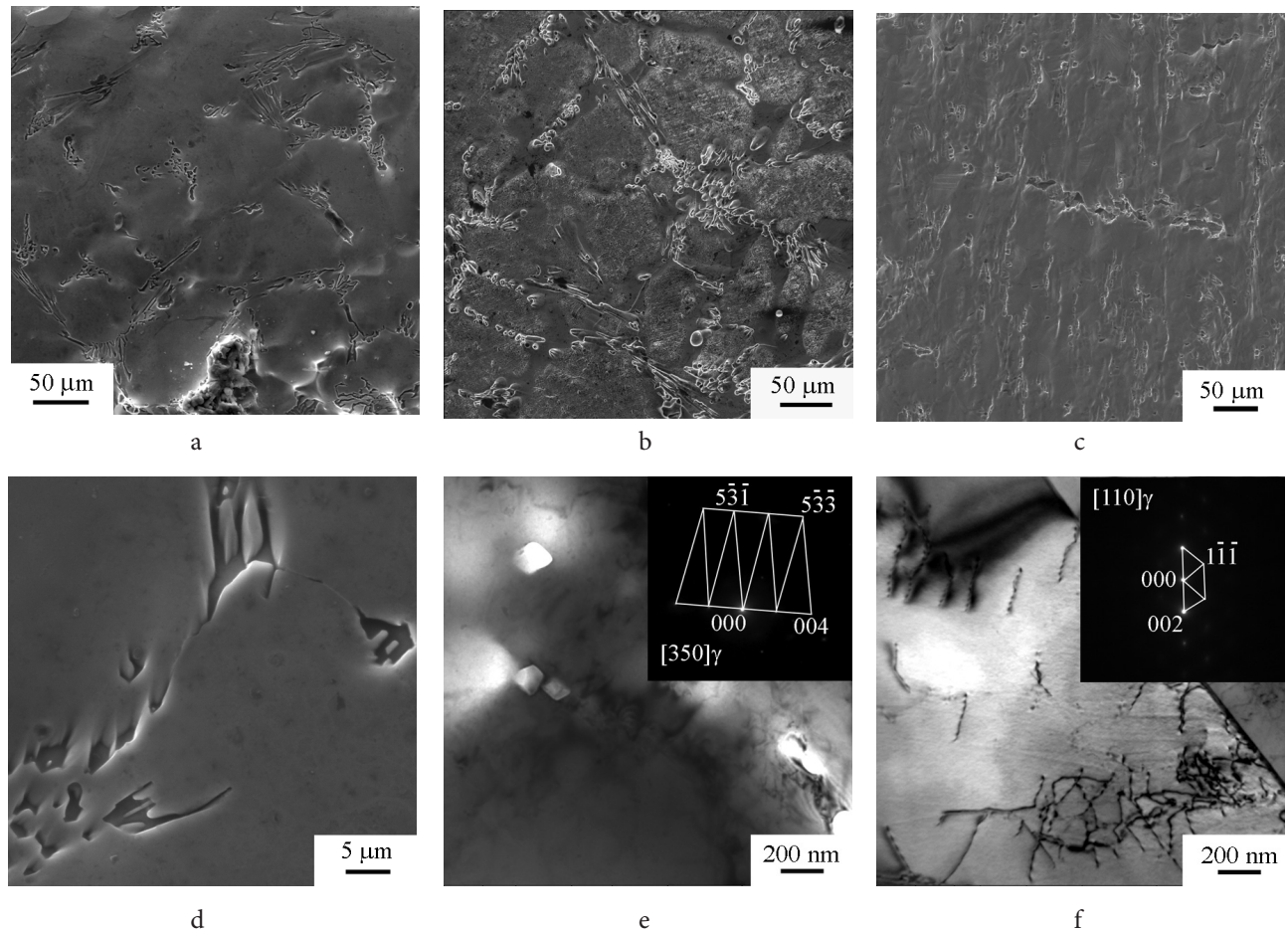


Рис. 2. РЭМ- (a, b, c, d) и ПЭМ-изображения (e, f) микроструктуры сплава $\text{FeCrMnNiCo}_{0.85}\text{C}_{0.15}$ в зависимости от режима обработки: 3C_литой (a, d); 3C_TO (b, e); 3C_TMO1 (c, f).

Fig. 2. SEM- (a, b, c, d) and TEM-images (e, f) of the microstructure of the $\text{FeCrMnNiCo}_{0.85}\text{C}_{0.15}$ alloy: 3C_cast (a, d); 3C_SST (b, e); 3C_TMT1 (c, f).

Табл. 1. Параметр решетки аустенитной фазы (a) и механические свойства ($\sigma_{0.2}$ — предел текучести, σ_B — предел прочности, δ — относительное удлинение) сплавов FeCrMnNiCo и $\text{FeCrMnNiCo}_{0.85}\text{C}_{0.15}$, обработанных по разным режимам.

Table 1. Lattice parameter of the austenitic phase (a) and mechanical properties ($\sigma_{0.2}$ — yield strength, σ_B — ultimate tensile strength, δ — relative elongation) of FeCrMnNiCo and $\text{FeCrMnNiCo}_{0.85}\text{C}_{0.15}$ alloys treated in different regimes.

Обозначение / Notation	a , нм / a , nm	$\sigma_{0.2}$, МПа / $\sigma_{0.2}$, MPa	σ_B , МПа / σ_B , MPa	δ , %
0C_TMO/0C_TMT	0.3599 ± 0.0006	180 ± 2	495 ± 2	62 ± 1
3C_литой/3C_cast	0.3608 ± 0.0002	315 ± 1	555 ± 1	12 ± 1
3C_TO/3C_SST	0.3610 ± 0.0001	355 ± 2	605 ± 2	9 ± 1
3C_TMO1/3C_TMT1	0.3612 ± 0.0002	434 ± 2	884 ± 2	37 ± 1
3C_TMO2/3C_TMT2	0.3612 ± 0.0001	436 ± 2	844 ± 2	35 ± 1

тествует о том, что в литых заготовках углеродистого сплава часть атомов углерода находится в твердом растворе в аустенитной фазе. После термической (3C_TO) и термомеханических (3C_TMO1 и 3C_TMO2) обработок происходит увеличение значений a . Это подтверждает данные микроструктурных исследований о значительном растворении карбидов и усилении твердорастворного упрочнения аустенита при обработках (Табл. 1). Важно отметить, что уровень твердорастворного упрочнения для образцов, обработанных по двум выбранным режимам ТМО, одинаков. То есть, холодная пластическая деформация с промежуточными отжига-

ми (суммарная продолжительность — 8 часов) позволяет добиться гомогенизации углеродистого сплава аналогично использованию горячей деформации с продолжительными выдержками (суммарно 25 часов) при высоких температурах.

На Рис. 3 приведены диаграммы растяжения в инженерных координатах для всех исследуемых сплавов и РЭМ-изображения поверхностей разрушения для гомогенизированного сплава Кантора и многокомпонентного сплава $\text{FeCrMnNiCo}_{0.85}\text{C}_{0.15}$ в литом состоянии и после ТМО1. Данные о механических свойствах исследуемых образцов (предел текучести ($\sigma_{0.2}$), предел

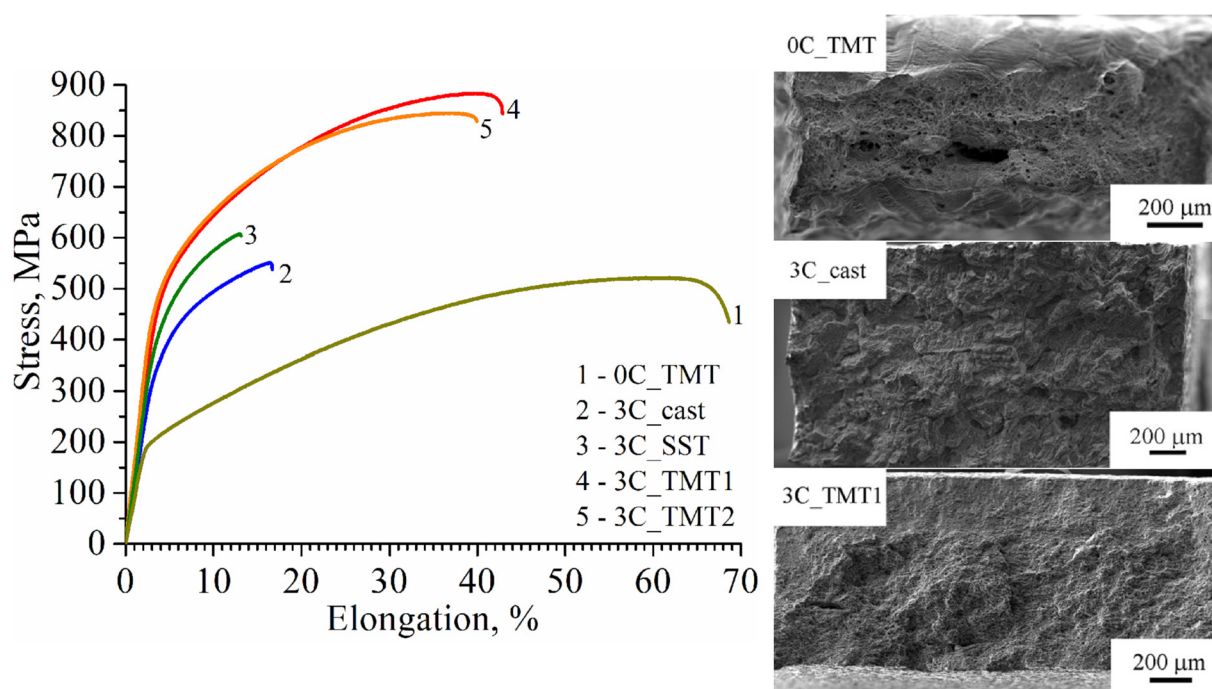


Рис. 3. (Color online) Диаграммы растяжения и РЭМ-изображения поверхности разрушения сплавов FeCrMnNiCo и FeCrMnNiCo_{0.85}C_{0.15} в зависимости от режима обработки.

Fig. 3. (Color online) Tensile diagrams and SEM-images of the fracture surface of the FeCrMnNiCo and FeCrMnNiCo_{0.85}C_{0.15} alloys in dependence on treatment regime.

прочности (σ_b), удлинение до разрушения (δ)) суммированы в Табл. 1.

Образцы сплава FeCrMnNiCo, имеющего однофазную ГЦК-структуру, обладают высокой пластичностью и низкими значениями предела текучести (Табл. 1). При одноосном растяжении образцы разрушаются вязко с образованием выраженной шейки, на стадии предшествующей разрушению. На РЭМ-изображениях видны многочисленные ямки излома (Рис. 3). То есть исходный сплав Кантора при комнатной температуре склонен к вязкому разрушению.

Как уже было описано выше, легирование углеродом приводит к твердорастворному упрочнению аустенита и выделению карбидных частиц в литом сплаве FeCrMnNiCo_{0.85}C_{0.15}. Такие гетерофазные образцы обладают существенно большими прочностными свойствами, чем однофазный сплав Кантора, но величина удлинения литых образцов очень низкая — 12% (Рис. 3 кривая 2, Табл. 1). При достижении предела прочности происходит макроскопически хрупкое разрушение образцов без образования шейки, и характер излома хрупкий (Рис. 3). Частичное растворение карбидов в сплаве FeCrMnNiCo_{0.85}C_{0.15} при термообработке способствует небольшому увеличению предела текучести относительно литого состояния, но пластичность остается по-прежнему низкой из-за присутствия карбидов в структуре сплава (Рис. 3, Табл. 1). Механизм разрушения образцов 3C_TO аналогичен тому, который наблюдали в образцах литого сплава.

Термомеханические обработки за счет значительного растворения и сфероидизации карбидов, а также за счет увеличения твердорастворного упрочнения обеспечи-

вают высокие прочностные свойства при сохранении значительной пластичности в углеродистом сплаве FeCrMnNiCo_{0.85}C_{0.15} (Рис. 3, Табл. 1). Образцы 3C_TMO1 и 3C_TMO2 имеют близкие механические свойства. Они разрушаются транскристаллитно вязко, микро-механизмы их излома аналогичны — на поверхностях разрушения видны ямки излома. Внутри таких ямок наблюдали крупные частицы карбидов, в ряде случаев они были разрушены (хрупко) (Рис. 3). Такие крупные частицы не могут обуславливать сильное дисперсионное твердение образцов и, очевидно, они слабо влияют на закономерности пластической деформации и разрушение высокоуглеродистого аустенита.

В образцах 3C_TMO1 и 3C_TMO2 сформирована преимущественно аустенитная структура с высокой концентрацией атомов углерода, находящихся в твердом растворе аустенитной фазы. Твердорастворное упрочнение аустенита выступает одним из основных механизмов, обеспечивающих достижение высоких значений прочности образцов 3C_TMO1 и 3C_TMO2. По данным экспериментальных работ удельный рост напряжения $\sigma_{0.2}$ с концентрацией углерода 1 ат.% составляет 65–180 МПа/ат.% [5,6,17,18]. В гомогенных сплавах FeCrMnNiCo с 1 ат.% С, не содержащих дисперсных частиц, величина предела текучести достигает 360–380 МПа [5,17], но параметры кристаллической решетки для них ниже, чем в сплаве FeCrMnNiCo_{0.85}C_{0.15} после ТМО1 и ТМО2. То есть предложенные ТМО способствуют растворению большего количества углерода в аустенитной фазе. В работе [5] для описания концентрационного расширения кристаллической решетки при легировании углеродом сплава Кантора была установлена величина

$\Delta a/\Delta C_c = 1.1$ пм/ат.%. Основываясь на этих данных, изменение параметра решетки аустенита после ТМО1 и ТМО2 (Табл. 1) соответствует растворению 1.2 ат.% углерода в кристаллической решетке аустенита. Вызванное таким образом твердорастворное упрочнение составляет ≈ 210 МПа (с учетом прироста предела текучести 180 МПа на 1 ат.% углерода [5]).

Крупные частицы карбидов играют малую роль в формировании значений $\sigma_{0.2}$, как это было показано для углеродистого сплава FeCrMnNiCo в работе [14]. При этом легирование углеродом изменяет кинетику рекристаллизации в сплаве Кантора, способствует формированию более мелкого размера зерна в углеродистых сплавах по сравнению со сплавом без атомов внедрения [14,17]. Действительно, после ТМО размеры зерна в сплаве FeCrMnNiCo_{0.85}C_{0.15} заметно меньше (33 ± 12 мкм в 3С_ТМТ1 и 23 ± 8 мкм в 3С_ТМТ2, Рис. 1с), чем в сплаве Кантора (215 ± 77 мкм). Принимая во внимание высокие значения коэффициента зернограницного упрочнения для сплава Кантора ($494 \text{ МПа} \cdot (\text{мкм})^{1/2}$ [8]), формирование более мелкого зерна в углеродистом сплаве при ТМО1 и ТМО2 обуславливает более высокие напряжения (на 52 МПа и 69 МПа, соответственно) на пределе текучести, чем в сплаве Кантора. Это составляет 20–27% от общего упрочнения (264–256 МПа, Табл. 1) при сопоставлении сплавов 0С_ТМО и 3С_ТМО1/3С_ТМО2. То есть зернограницное упрочнение выступает вторым значимым механизмом, который обеспечивает высокие прочностные свойства в углеродистом сплаве FeCrMnNiCo_{0.85}C_{0.15} после ТМО.

Полученные с использованием термомеханической обработки гетерофазные образцы 3С_ТМО1 и 3С_ТМО2 обладают более высокими значениями предела текучести, чем однофазный сплав Кантора с мелким размером зерна (≈ 300 МПа при измельчении зерна до 4 мкм [8]). То есть за счет комплексного твердорастворного и дисперсионного твердения в углеродистом сплаве с крупным зерном (20–30 мкм) достигаются значения предела текучести большие, чем в мелкозернистом безуглеродистом сплаве. В работе [11] при формировании структуры с мелким зерном 3 мкм в сплаве с 1.84% углерода были достигнуты значения предела текучести более 500 МПа (при скорости деформации $\sim 10^{-3} \text{ с}^{-1}$). Эти данные свидетельствуют о том, что для исследуемого сплава с большей концентрацией атомов внедрения имеется значительный ресурс зернограницного упрочнения, что требует проведения дополнительных исследований.

4. Заключение

В работе исследовано влияние термической и термомеханических обработок на механические свойства, фазовый состав и микроструктуру многокомпонентного сплава FeCrMnNiCo_{0.85}C_{0.15} в сравнении с гомогенизированным высокоэнтропийным сплавом FeCrMnNiCo, не содержащим атомов внедрения.

Легирование углеродом способствует увеличению прочностных свойств в литом сплаве FeCrMnNiCo_{0.85}C_{0.15} ($\sigma_{0.2} = 315$ МПа) по сравнению со сплавом FeCrMnNiCo

($\sigma_{0.2} = 180$ МПа). Микроструктурные исследования показали, что несмотря на твердорастворное упрочнение аустенитной фазы углеродом, в литом углеродистом сплаве формируются крупные некогерентные карбиды $M_7C_3/M_{23}C_6$, которые способствуют хрупкому разрушению материала после небольшой степени пластической деформации ($\delta = 62\%$ для сплава FeCrMnNiCo, $\delta = 12\%$ для сплава FeCrMnNiCo_{0.85}C_{0.15}).

Термическая обработка, заключающаяся в отжиге сплава при температуре 1200°C, вызывает частичную фрагментацию и растворение карбидов. Эффективность этой обработки не высока, она вызывает небольшой рост предела текучести сплава (на 40 МПа), но не способствует увеличению пластичности. Термомеханические обработки, включающие холодную прокатку, горячую ковку и высокотемпературные отжики, приводят к существенному повышению механических свойств образцов ($\sigma_{0.2} = 434 - 436$ МПа, $\sigma_B = 844 - 884$ МПа, $\delta = 35 - 37\%$) по сравнению с литым материалом. ТМО способствуют фрагментации, значительному растворению и сфероидизации карбидов. Основными механизмами упрочнения сплава, подвергнутого ТМО, выступают твердорастворное и зернограницное упрочнение. Предложенные в работе термомеханические обработки способствуют формированию в легированном углеродом многокомпонентном сплаве FeCrMnNiCo_{0.85}C_{0.15} структуры с прочностными и пластическими свойствами значительно превосходящими литой сплав.

Благодарности/Acknowledgements. Работа поддержана Российским научным фондом (проект № 20-19-00261). Исследования проведены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» (ИФПМ СО РАН, Томск)./ The research was supported by the Russian Science Foundation (project No. 20-19-00261). The studies were carried out using the equipment of the Nanotech Center for Collective Use (ISPM SB RAS, Tomsk).

Литература/References

1. B. Cantor, I.T. H. Chang, P. Knight, A.J. B. Vincent. Mater. Sci. and Eng.: A. 375–377, 213 (2004). [Crossref](#)
2. J.W. Yeh, S.K. Chen, S.J. Lin, J.Y. Gan, T.S. Chin, T.T. Shun, C.H. Tsau, S.Y. Chang. Advan. Eng. Mater. 6 (5), 299 (2004). [Crossref](#)
3. Y. Zhang, T.T. Zuo, Z. Tang, M.C. Gao, K.A. Dahmen, P.K. Liaw, Z.P. Lu. Progress Mater. Sci. 61 (8), 1 (2014). [Crossref](#)
4. D.B. Miracle, O.N. Senkov. Acta Mater. 122, 448 (2017). [Crossref](#)
5. E.G. Astafurova, K.A. Reunova, E.V. Melnikov, M.Yu. Panchenko, S.V. Astafurov, G.G. Maier, V.A. Moskvina. Materials Letters. 276, 128183 (2020). [Crossref](#)
6. Z. Wu, C.M. Parish, H.Bei. J. Alloys Compd. 647, 815 (2015). [Crossref](#)
7. N.D. Stepanov, N.Yu. Yurchenko, M.A. Tikhonovsky, G.A. Salishchev. J. Alloys Compd. 687, 59 (2016). [Crossref](#)
8. F. Otto, A. Dlouhy, Ch. Somsen, H. Bei, G. Eggeler, E.P. George. Acta Mater. 61, 5743 (2013). [Crossref](#)

9. A. Gali, E.P. George. *Intermetallics*. 39, 74 (2013). [Crossref](#)
10. B. Gludovatz, A. Hohenwarter, D. Catoor, E.H. Chang, E.P. George, R.O. Ritchie. *Science*. 345, 1153 (2014). [Crossref](#)
11. J.Y. Ko, S.I. Hong. *J. Alloys Compd.* 743, 115 (2018). [Crossref](#)
12. E. Astafurova, E. Melnikov, S. Astafurov, K. Reunova, M. Panchenko, V. Moskvina, I. Tumbusova. *Materials Letters*. 285, 129073 (2021). [Crossref](#)
13. L.B. Chen, R. Wei, K. Tang, J. Zhang, F. Jiang, L. He, J. Sun. *Mater. Sci. and Eng.: A*. 716, 150 (2018). [Crossref](#)
14. M. Klimova, D. Shaysultanov, N. Stepanov, R. Chernichenko, N. Yurchenko, V. Sanin, S. Zhrebtsov. *Materials*. 11 (1), 53 (2017). [Crossref](#)
15. L. Guo, Xi. Ou, S. Ni, Y. Liu, M. Song. *Mater. Sci. and Eng.: A*. 746, 356 (2019). [Crossref](#)
16. E. G. Astafurova, E. V. Melnikov, K. A. Reunova, V. A. Moskvina, S. V. Astafurov, M. Yu. Panchenko, A. S. Mikhno, I. Tumbusova. *Phys. Mesomech.* 24 (4), 52 (2021). (in Russian) [Е. Г. Астафурова, Е. В. Мельников, К. А. Реунова, В. А. Москвина, С. В. Астафуров, М. Ю. Панченко, А. С. Михно, И. Тумбусова. *Физ. мезомех.* 24 (4), 52 (2021).] [Crossref](#)
17. N. D. Stepanov, D. G. Shaysultanov, R. S. Chernichenko, N. Y. Yurchenko, S. V. Zhrebtsov, M. A. Tikhonovsky, G. A. Salishchev. *J. Alloys Compd.* 693, 394 (2017). [Crossref](#)
18. M. V. Klimova, A. O. Semenyuk, D. G. Shaysultanov, G. A. Salischev, S. V. Zhrebtsov, N. D. Stepanov. *J. Alloys Compd.* 811 (152000), 1 (2019). [Crossref](#)