

УДК 669.14.046.516

С.А. Крылов<sup>1</sup>, Е.С. Маркова<sup>1</sup>, А.И. Щербаков<sup>1</sup>, Н.А. Якушева<sup>1</sup>**МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ВЫПЛАВКИ  
ВЫСОКОПРОЧНОЙ МАРТЕНСИТОСТАРЕЮЩЕЙ  
СТАЛИ ВКС-180-ИД**

doi: 10.18577/2071-9140-2015-0-4-14-20

Одной из перспективных высокопрочных сталей для высоконагруженных силовых деталей шасси, планера, двигателя является сталь ВКС-180. Однако для достижения высокого комплекса свойств, в том числе и на крупногабаритных полуфабрикатах, необходимо проведение многоступенчатой высокотемпературной термообработки. Задачей исследования была разработка технологии выплавки стали ВКС-180, позволяющей обеспечить снижение содержания углерода, азота, кислорода в стали (углерода – до 0,005%, азота – до 0,003%, кислорода – до 0,004%) для последующей оптимизации процесса термической обработки. Исследованы металлургические особенности выплавки высокопрочной мартенситостареющей стали ВКС-180-ИД в вакуумной индукционной (ВИ) печи с переплавом в вакуумной дуговой (ВД) печи с использованием выбранной системы микролегирования на основе РЗМ и введением оксида никеля.

**Ключевые слова:** высокопрочная сталь, мартенситостареющая сталь, выплавка, переплав, микролегирование РЗМ, оксид никеля, раскисление, газы, примеси, гомогенизация, ковка, прокатка, отжиг, закалка, термическая обработка, предел прочности, ударная вязкость, пластичность, неметаллические включения, карбиды, карбонитриды, балл зерна.

One of the most promising high-strength steel for the production of high-loaded parts of landing gear, airframe and engine is steel VKS-180. However for achievement of high properties, including on large-size semi-finished products it is necessary to apply a multi-stage high-temperature heat treatment. The object of the study was development of melting technology of steel VKS-180, which allows providing the decrease in carbon content, nitrogen, oxygen in steel (carbon – to 0,005%, nitrogen – to 0,003%, oxygen – to 0,004%) for the subsequent optimization of heat treatment process. Metallurgical features of melting of high-strength maraging steel VKS-180-ID in a vacuum induction (VI) furnace with remelting in a vacuum arc (VA) furnace using the chosen system of microalloying on the basis of REM and introduction of nickel oxide has been investigated.

**Keywords:** high-strength steel, maraging steel, melting, remelting, microalloying by REM, nickel oxide, deoxidation, gases, impurities, homogenization, forging, rolling, annealing, heat treatment, tensile strength, impact strength, ductility, nonmetallic inclusions, carbides, carbonitrides, grain size.

<sup>1</sup>Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal state unitary enterprise «All-Russian scientific research institute of aviation materials» State research center of the Russian Federation] E-mail: admin@viam.ru

**Введение**

Высокопрочные мартенситостареющие стали системы Fe–Ni–Co–Mo–Ti ВКС-170 (03Н18К8М5Т), ВКС-180 (01Н18К8М5Т, 02Н18К8М5Т), ВКС-210 (01Н18К9М5Т) и другие находят все более широкое применение для узлов и деталей ответственного назначения, в том числе для силовых деталей: шасси, планера, двигателя и изделий других отраслей, работающих в условиях высоких нагрузок. Особенностью этих высокопрочных сталей является благоприятное сочетание прочностных и пластических свойств, высокое сопротивление хрупкому разрушению. Сталь ВКС-180 по прочности превосходит отечественный аналог – сталь ВКС-170 и не уступает зарубежному аналогу – стали Maraging 250 [1–6].

Высокая прочность в этих сталях достигается при температурах ~500°C за счет выделения в

практически безуглеродистой мартенситной матрице мелкодисперсных фаз Ni<sub>3</sub>Ti, Fe<sub>2</sub>Mo и др. Фаза Ni<sub>3</sub>Ti является основной упрочняющей фазой, от содержания которой в стали зависит уровень механических свойств. При этом изменение размеров детали минимально, не возникает поводок и короблений, обычных для среднелегированных сталей, которые упрочняются закалкой при высоких температурах [7].

Таким образом, для формирования Ni<sub>3</sub>Ti фазы в необходимом количестве и получения высокой плотности незакрепленных дислокаций необходимо, чтобы содержание примесей было минимальным: ≤0,01% С, ≤0,005% [N], ≤0,005% [O]. Дополнительно снижение углерода и азота приводит к уменьшению карбидных и карбонитридных выделений, образующихся по границам старого аустенитного зерна, что снижает возможность



### Результаты и обсуждение

В настоящее время для выплавки стали ВКС-180 применяют дуплекс-процессы – выплавку в вакуумной индукционной печи с последующим вакуумным дуговым переплавом (ИД) или электронно-лучевым переплавом (ИЛ). Для работы выбрали дуплекс-процесс ИД, имеющий более широкое применение в промышленности, чем электронно-лучевой (ИЛ) [8].

Для разработки технологии выплавки с микролегированием РЗМ стали ВКС-180, обеспечивающей содержание углерода  $<0,01\%$ , проведен анализ научной литературы и определены основные закономерности при выплавке особо низкоуглеродистых мартенситостареющих сталей.

На основании проведенного анализа опробована технология введения оксида никеля в расплав стали ВКС-180 для снижения содержания углерода, применяющаяся при выплавке жаропрочных сплавов [9]. В процессе вакуумной индукционной плавки в расплав вводили оксид никеля для создания «углеродного» кипа. Создание окислительного потенциала в расплаве в течение необходимого времени для взаимодействия с имеющимся углеродом в вакууме могло позволить снизить содержание углерода до  $\leq 0,005\%$ . Выделяющийся, согласно термодинамическим расчетам, кислород, соединяясь с углеродом, удаляется из расплава в виде оксида углерода за счет десорбции СО с реакционной поверхности жидкого металла. Дополнительное раскисление расплава в вакууме с введением РЗМ и последующий ВД переплав обеспечили низкое содержание газов (кислород, азот) и серы.

Снижение содержания углерода и азота подтверждается сравнительными данными серии исследований, проведенных на одних и тех же исходных плавках. Введение в расплав оксида никеля позволило снизить содержание углерода до  $0,0023-0,0036\%$ , т. е. в 2–3 раза по сравнению с известными способами выплавки и с плавками без введения закиси никеля.

Благоприятные термодинамические и кинетические условия при проведении вакуумной индукционной (ВИ) плавки и вакуумного дугового (ВД) переплава заметно облегчают протекание реакций обезуглероживания за счет смещения равновесия для процессов, в которых участвует газовая фаза. Удаление азота при вакуумных процессах происходит за счет десорбции молекул азота с поверхности расплава, одновременно наблюдается частичное всплывание нитридов титана, их диссоциация и удаление из расплава. Пониженное давление (до  $10^{-2}$  мм рт. ст. ( $1,33 \cdot 10^{-4}$  Па)) в зоне плавления, высокая температура процесса (до  $\sim 1850^\circ\text{C}$ ) и равномерный обогрев расходоуемой заготовки в процессе переплава позволяют снизить термодинамическую устойчивость большинства неметаллических фаз, создают условия для их диссоциации и вос-

становления другими элементами с последующим удалением из металла [10].

Введение РЗМ в сталь в виде лигатур с никелем или в виде чистых металлов преследовало две цели: раскисление расплава и микролегирование. Раскисление проводили при проведении ВИ плавки после расплавления основных компонентов стали, а для микролегирования – после дегазации расплава в конце плавки перед сливом [11].

Выбор системы микролегирования обоснован рядом свойств РЗМ. Известно, что РЗМ, имея высокое сродство к кислороду, азоту, сере и другим примесям, по сравнению с железом образуют легкоплавкие соединения с примесями, которые удаляются из расплава в процессе плавки и переплава в вакууме. С другой стороны, они могут образовывать тугоплавкие соединения с примесями, превращая их из строчечных в глобулярные, укрепляя и очищая границы зерен.

Технология введения микродобавок РЗМ основывалась на разделении предварительного воздействия РЗМ в процессе раскисления расплава, образования легкоплавких соединений с кислородом и азотом, а также с углеродом. В качестве таких раскислителей использовали церий, диспрозий и лантан [12–14].

В качестве микролегирования и модифицирования стали ВКС-180 после введения основных элементов стали (титана) использованы такие РЗМ, как диспрозий, эрбий, празеодим, неодим. Следует отметить, что все вводимые РЗМ, кроме диспрозия, обладают достаточно низкой упругостью пара – на уровне  $10^{-1}-10^{-3}$  мм рт. ст. ( $1,33 \cdot 10^{-3}-10^{-5}$  Па). РЗМ вводили в вакууме как в виде лигатур с никелем (для более полного растворения РЗМ), так и в виде чистых металлов. Диспрозий, эрбий, празеодим, неодим вводили в расплав в количестве от  $0,01$  до  $0,05\%$  [15, 16].

По разработанной технологии в ВИ печи выплавлены электроды из стали ВКС-180, микролегированной РЗМ, с введением оксида никеля с последующим ВД переплавом в кристаллизатор  $\varnothing 130$  мм.

Особенностью разработанной технологии выплавки является технология, включающая предварительное раскисление расплава РЗМ, введение технологической добавки оксида никеля, окончательное раскисление и модифицирование РЗМ, обеспечивающая низкий уровень содержания газов и примесей на уровне:  $0,0023-0,0035\%$  углерода,  $0,0022-0,0036\%$  азота,  $0,0023-0,0030\%$  кислорода и благоприятные условия для формирования основной упрочняющей фазы  $\text{Ni}_3\text{Ti}$  в необходимом объеме.

Для подтверждения полученной зависимости влияния способа выплавки на содержание углерода проводили сравнение механических свойств ( $\sigma_b$ ,  $\psi$ ,  $KCU$ ) в продольном и поперечном направлениях после стандартных режимов термической обработки стали ВКС-180-ИД [17, 18].

На образцах, прошедших испытания на удар-

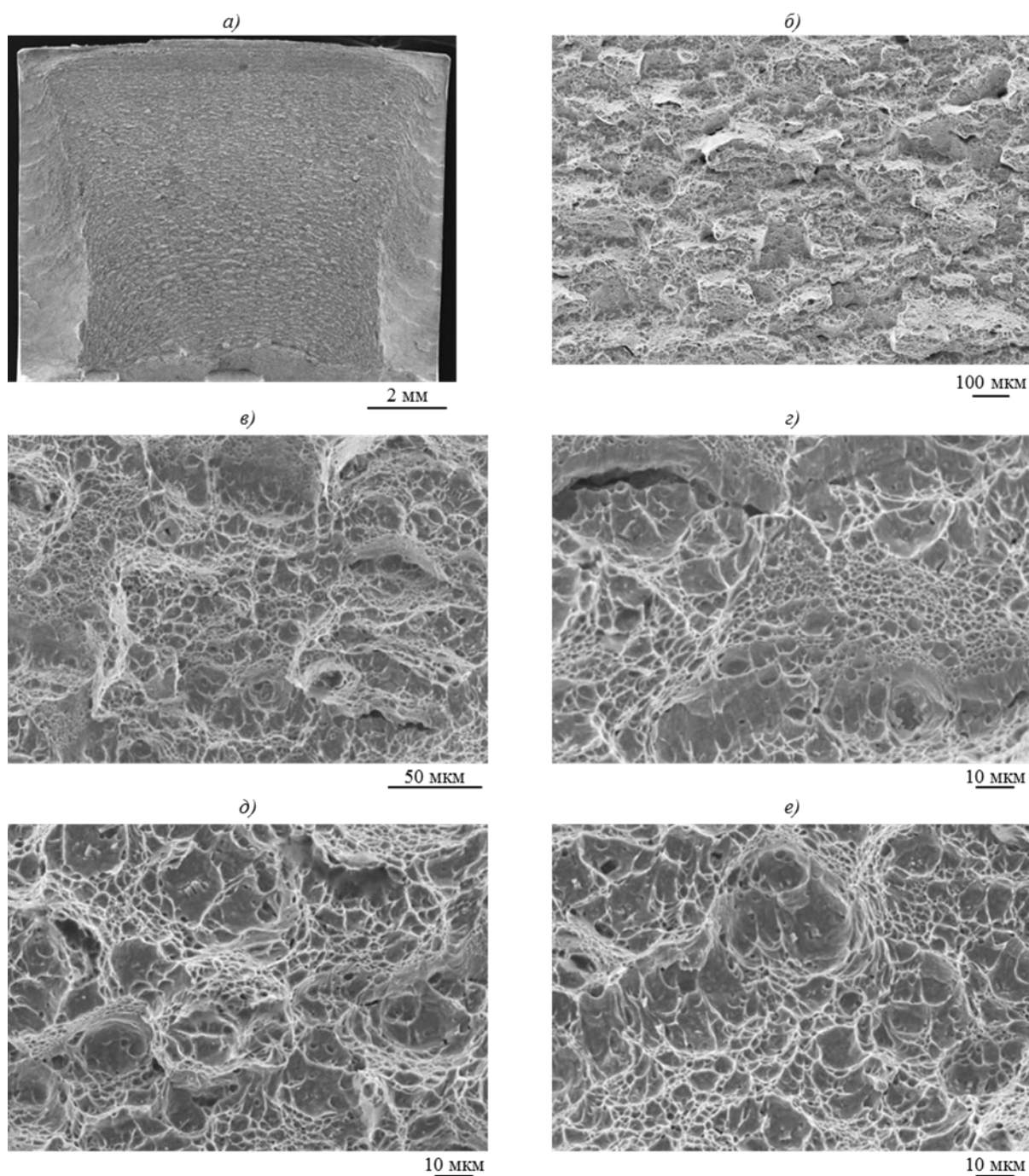


Рис. 1. Строение излома образца, вырезанного из прутка высокопрочной мартенситостареющей стали ВКС-180, микролегированной РЗМ:

*a* – общий вид излома; *б* – строение излома в центральной зоне; *в* – ямочный рельеф; *г-е* – мелкоямочный рельеф и отдельные крупные ямки

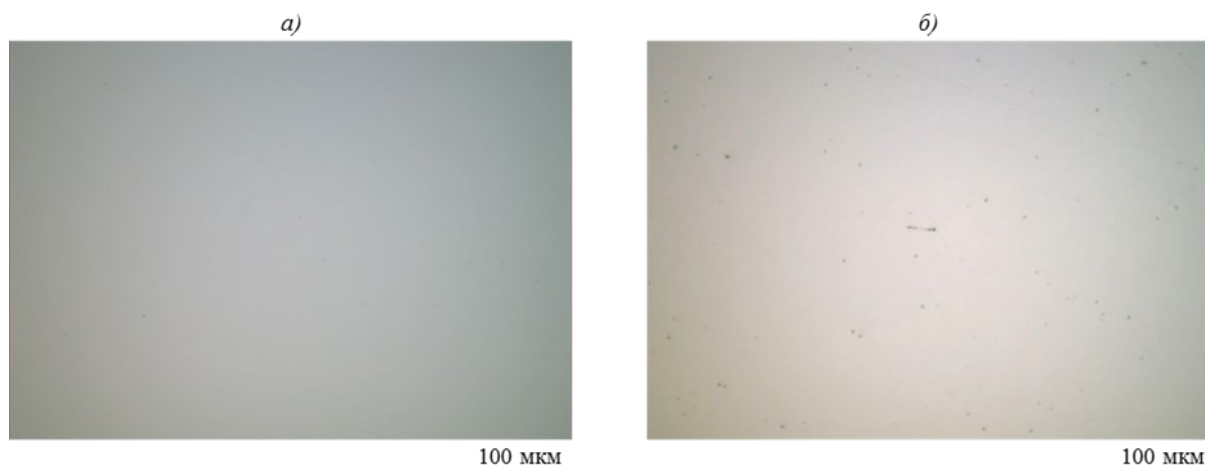


Рис. 2. Микроструктура образцов, изготовленных из металла, выплавленного по разработанной (а) и стандартной технологиям (б)

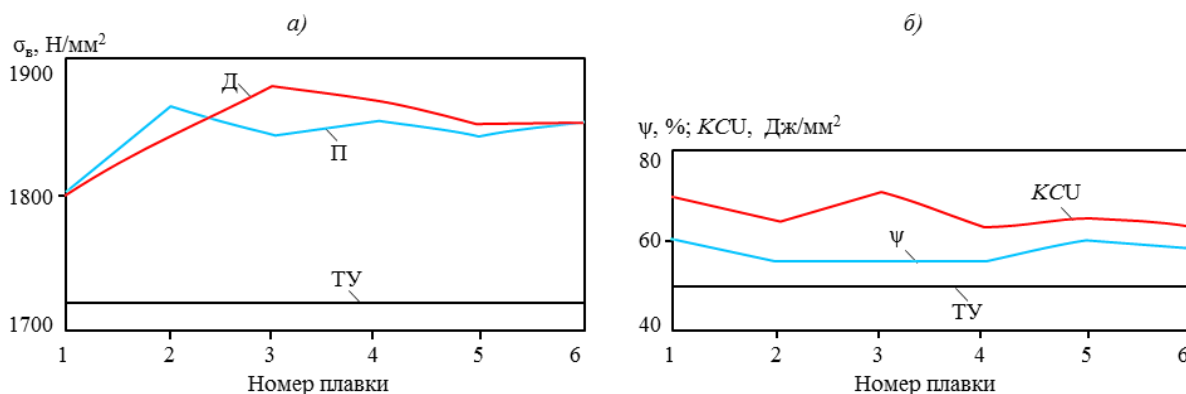


Рис. 3. Предел прочности в поперечном (—) и продольном (—) направлениях (а) и пластические характеристики (б) стали ВКС-180 при 20°C

**Оценка неметаллических включений**

Условный номер шлифа	Оценка загрязненности, балл			
	оксидов		нитридов	
	строчечных	точечных	строчечных	точечных
1	1	0,5	0,5	0,5
2	0,5	0,5	0,5	1
3	0,5	0,5	0,5	0,5
4	1	0,5	1	0,5

ную вязкость, проводили фрактографический анализ. В результате установлено, что разрушение – вязкое, с образованием сколов, развивается внутризеренно. Излом шероховатый, имеет ямочное строение с преобладанием мелкоямочного рельефа [19].

Для образцов, вырезанных из сутунки в доле-вом направлении, характерный вид излома приведен на рис. 1.

Проведены исследования микроструктуры

опытно-промышленной партии высокопрочной мартенситостареющей стали ВКС-180-ИД, микролегированной РЗМ. Чистоту металла оценивали по следующим видам неметаллических включений: оксиды точечные и строчечные и нитриды точечные и строчечные.

На рис. 2 представлена микроструктура образцов, изготовленных из металла, выплавленного по технологии с введением добавки оксида никеля и стандартной технологии.

Оценку неметаллических включений на шлифах производили на оптическом микроскопе «Leica» DM IRM методом сравнения с эталонными шкалами при просмотре всей площади нетравленных шлифов с продольным направлением волокон в соответствии с ГОСТ 1778–70 (см. таблицу).

Сравнение загрязненности микрошлифов металла, выплавленного по разработанной и стандартной технологиям, позволяет сделать вывод, что введение технологической добавки оксида никеля приводит к снижению количества неметаллических включений [20, 21].

Результаты механических испытаний опытной партии стали ВКС-180-ИД приведены на рис. 3. Плавки 1–3 проводили без применения оксида никеля, плавки 4–6 с ним. Для плавки с применением оксида характерно получение высоких свойств как для продольного (Д), так и для поперечного (П) направлений, а также лучшая повторяемость результатов от плавки к плавке.

Оценка уровня механических свойств стали ВКС-180-ИД, выплавленной по разработанной технологии, показала, что на плавках с использованием оксида никеля уровень прочностных свойств выше при сохранении уровня ударной вязкости и пластичности.

Особого внимания заслуживает тот факт, что механические свойства, полученные на образцах, вырезанных поперек волокна, соответствуют уровню свойств образцов, вырезанных в продольном направлении, т. е. анизотропия свойств незначи-

тельна, что является существенным показателем качества сталей [22, 23].

С учетом положительного влияния микролегирования стали ВКС-180-ИД РЗМ совместно с введением технологической добавки оксида никеля на снижение содержания углерода, кислорода и азота, а также полученный уровень механических свойств стали, целесообразно использовать данную технологию в промышленных условиях. В перспективе разработанная технология выплавки, обеспечивающая высокое качество стали, может повысить энергоэффективность термообработки.

### Заключение

1. Показана возможность значительного снижения содержания углерода <0,005% в мартенситостареющих сталях при выплавке в вакуумных индукционных печах.

2. Разработана технология выплавки мартенситостареющей стали ВКС-180-ИД, микролегированной РЗМ, с введением оксида никеля в расплав ВИ плавки и последующим ВД переплавом.

3. Выбранная система микролегирования и разработанная технология выплавки с помощью дуплекс-процесса (ВИ+ВДП) обеспечивают низкое содержание газов и примесей (кислорода – до 0,0023%, азота – до 0,0022%, углерода – до 0,0024%), высокий уровень механических свойств в продольном и поперечном направлениях стали ВКС-180-ИД.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» //Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 3–33.
2. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Базылева О.А. Материалы для высокотемпературных деталей газотурбинных двигателей //Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. «Машиностроение». 2011. №SP2. С. 13–19.
3. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Вершков А.В. Редкие металлы и редкоземельные элементы – материалы современных и будущих высоких технологий //Труды ВИАМ. 2013. №2. Ст. 01 (viam-works.ru).
4. Каблов Е.Н. Современные материалы – основа инновационной модернизации России //Металлы Евразии. 2012. №3. С. 10–15.
5. Каблов Е.Н., Ломберг Б.С., Оспенникова О.Г. Создание современных жаропрочных материалов и технологий их производства для авиационного двигателестроения //Крылья Родины. 2012. №3–4. С. 34–38.
6. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С., Сидоров В.В. Приоритетные направления развития технологий производства жаропрочных материалов для авиационного двигателестроения //Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2013. №3. С. 47–54.
7. Салахова Р.К. Коррозионная стойкость стали 30ХГСА с «трехвалентным» хромовым покрытием в естественных и искусственных средах //Авиационные материалы и технологии. 2012. №2. С. 59–66.
8. Шалин Р.Е., Щербаков А.И., Ломберг Б.С., Качанов Е.Б. Электронно-лучевой переплав – прогрессивный метод получения высококачественных сталей и жаропрочных сплавов /В сб. Авиационные материалы. М.: ВИАМ. 1978. №3. С. 46–59.
9. Ломберг Б.С., Покровский А.А., Топилин В.В., Щербаков А.И. Влияние способа переплава на качество мартенситостареющей высокопрочной стали //Сталь. 1973. №8. С. 725.
10. Щербаков А.И., Ломберг Б.С., Оборенкова А.С. Некоторые закономерности кристаллизации при ЭЛП и ВДП //Специальная электрометаллургия. 1978. №22. С. 22–40.

11. Петраков А.Ф., Ревякина О.К., Щербаков А.И., Маркова Е.С. Влияние добавок церия, магния и иттрия на физико-механические и технологические свойства сталей системы Fe–Ni–Co–Mo–Ti /В сб. Вопросы авиационной науки и техники. Сер. Авиационные материалы. М.: ВИАМ. 1986. С. 40–43.
12. Кривоногов Г.С., Каблов Е.Н. Границы зерен и их роль в охрупчивании высокопрочных коррозионно-стойких сталей //Металлы. 2002. №1. С. 35–45.
13. Саввина Н.А., Косарина Е.И., Мирошин К.Г., Степанов А.В. Теоретический расчет и практические способы определения вероятности обнаружения дефектов в авиационных материалах /В сб. Авиационные материалы и технологии. М.: ВИАМ. 2005. №1. С. 16–22.
14. Дюбанов В.Г., Ломберг Б.С., Герасимов Т.Н. и др. Исследование возможности обезуглероживания стали, раскисленной титаном и алюминием в вакууме /В сб. трудов конф. «Современные проблемы электрометаллургии стали». Челябинск. 1971. С. 53–56.
15. Братухин А.Г., Демченко О.Ф., Долженков Н.Н., Кривоногов Г.С. Высокопрочные коррозионно-стойкие стали современной авиации. М.: МАИ. 2006. С. 112–121, 130–143.
16. Кривоногов Г.С., Каблов Е.Н. Математическая модель структурной диаграммы малоуглеродистых коррозионно-стойких сталей и ее применение при разработке новых материалов //Металлы. 2001. №5. С. 42–48.
17. Ревякина О.К. Склонность к тепловому охрупчиванию нержавеющей мартенситостареющих сталей //МиТОМ. 1981. №4. С. 36–39.
18. Ерасов В.С., Гриневиц А.В., Сенюк В.Я. и др. Расчетные значения характеристик прочности авиационных материалов //Авиационные материалы и технологии. 2012. №2. С. 14–16.
19. Вылежнев В.П., Коковьякина С.А., Симонов Ю.Н., Сухих А.А. Повышение характеристик надежности мартенситостареющей стали 03Н18К9М5Т путем создания структуры типа «нанотриплекс» //МиТОМ. 2010. №11. С. 36–39.
20. Маркова Е.С., Покровская Н.Г., Шалькевич А.Б., Громов В.И. Мартенситостареющие стали – новые перспективные материалы для валов ГТД //Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 81–84.
21. Покровская Н.Г., Маркова Е.С., Шалькевич А.Б. Высокопрочные конструкционные мартенситостареющие стали в авиастроении //Авиационная промышленность. 2014. №1. С. 24–28.
22. Маркова Е.С., Якушева Н.А., Покровская Н.Г., Шалькевич А.Б. Технологические особенности производства мартенситостареющей стали ВКС-180 //Труды ВИАМ. 2013. №7. Ст. 01 (viam-works.ru).
23. Тоньшева О.А., Вознесенская И.М., Елисеев Э.А., Шалькевич А.Б. Новая высокопрочная экономно-легированная азотсодержащая сталь повышенной надежности //Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 84–88.