

Муравьёв В.И., Физулаков Р.А., Логвинов О.П.

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ
ПРИ ГАЗОЛАЗЕРНОМ РАСКРОЕ

Муравьёв В.И., Физулаков Р.А., Логвинов О.П.

V.I. Muravyev, R.A. Fizulakov, O.P. Logvinov

**СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ
ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ГАЗОЛАЗЕРНОМ РАСКРОЕ**

**STRUCTURAL CHANGES IN THE SURFACE LAYER
OF TITANIUM ALLOYS AT GAS LASER CUTTING**



Физулаков Роман Анатольевич – кандидат технических наук, доцент, начальник научно-практической лаборатории конструкционных материалов ОАО «КнААПО» (г. Комсомольск-на-Амуре). E-mail: kmtnm@knastu.ru.

Mr. Roman A. Fizulakov – PhD in Engineering, Associate Professor, Head of Research and Production Lab for Construction Materials, JSC “КнААПО”. E-mail: kmtnm@knastu.ru.

Муравьёв Василий Илларионович – доктор технических наук, профессор, старший научный сотрудник ГОУВПО «КнАГТУ» (г. Комсомольск-на-Амуре). E-mail: kmtnm@knastu.ru.

Mr. Vassily I. Muravyev – Doctor in Engineering, Professor, Chief Researcher at Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Komsomolsk-on-Amur). E-mail: kmtnm@knastu.ru.

Логвинов Олег Петрович – механик отдела главного металлурга ОАО «КнААПО», аспирант ГОУВПО «КнАГТУ» (г. Комсомольск-на-Амуре). E-mail: kmtnm@knastu.ru.

Mr. Oleg P. Logvinov – mechanic engineer of the Department of Chief Metallurgist, JSC “КнААПО”. E-mail: kmtnm@knastu.ru.

Аннотация: В работе приведены результаты всесторонних исследований зоны реза титановых сплавов, получаемого газолазерным раскромом в среде технического азота и аргона высшей очистки. Приведён сравнительный анализ результатов применения этих двух газов с точки зрения качества и свойств получаемого реза, а также физики самого процесса резки металла. Проведён обширный металлографический анализ.

Summary: The paper presents the results of a comprehensive research of the cut zone in titanic alloys, produced by gas-laser cutting in the environment of engineering nitrogen and extra pure argon. A comparative analysis of the results of application of these two gases from the point of view of quality and properties of the cut is provided, and also of the physics of the metal cutting process. An extensive metallographic analysis is presented.

Ключевые слова: газолазерная резка, титановый сплав, нитрид титана, зона термического влияния.

Keywords: gas laser cutting, titanium alloy, titanium nitride, heat affected zone.

УДК 669.295:621.9.048.7

Введение

В настоящее время широко применяются методы резки металла с использованием высококонцентрированных источников энергии [1]. Одним из перспективных методов является способ газолазерной резки (ГЛР), основанный на механизме разрушения металлов плавлением или испарением с выдуванием продуктов расплава из зоны реза различными газами.

Процессы ГЛР титановых сплавов мало изучены и касаются в основном резки с использованием инертных газов [1]. Освещение вопроса применения азота в качестве вспомогательного газа при ГЛР касается большей степени негативных сторон его применения. В

целом процесс ГЛР в среде технического азота недостаточно изучен и требует детального освещения.

В настоящей работе приведены результаты исследования процессов формирования поверхности реза при газолазерном раскroe листовых заготовок из титановых сплавов с использованием в качестве вспомогательного газа технического азота и аргона высшей очистки.

Методика проведения исследований

Раскрой образцов (пластин) из листовых заготовок из титанового сплава BT20 проводили на лазерной установке BYSTRONIC – BYSTAR 3015 с использованием технологического газа – азота заводского производства класса 4,5, а также высокой чистоты инертного газа аргона. Мощность лазерной установки составляла 1800 Вт, а образцы изготавливали при 80 % от ее максимальной мощности. Давление газа на выходе 13×10^5 Па. При раскroe образцов параметр мощности оставался неизменным. Варьировали такие параметры процесса, как скорость перемещения лазерного луча (скорость раскroe), толщину образцов (1,8 – 3 мм), вид применяемого газа.

После раскroe образцов проводили макро- и микроанализ поверхности реза и зоны материала образцов, прилегающей к границе реза. Кроме того, измеряли микротвердость по глубине зоны реза прибором ПМТ-3М, шероховатость R_z на профилометре, определяли геометрические параметры реза и видимые изменения в зоне реза по методике, приведённой в работе [2]. Исследование химического состава поверхности образцов проводили на мобильном оптико-эмиссионном анализаторе «ARK – met» фирмы «PPM – SYSTEM», кроме того, определение легких элементов – на растровом электронном микроскопе JSM-5600 фирмы «JEOL» (Япония) с волновым микрозондом. Примеси газов в образцах анализировали и определяли следующими методами: кислород, азот – на газоанализаторе ONH-2000 (фирма ELTRA, пр-во Германия); водород – спектральным методом с применением низковольтного и импульсного разряда методом 3-х эталонов на спектрографе ИСП-51 в соответствии с ГОСТ 90034-81.

Результаты исследований

Поверхность металла вдоль реза после ГЛР, как с использованием в качестве вспомогательного газа аргона, так и азота, имеет цвета побежалости, практически не различающиеся между собой (см. рис. 1).

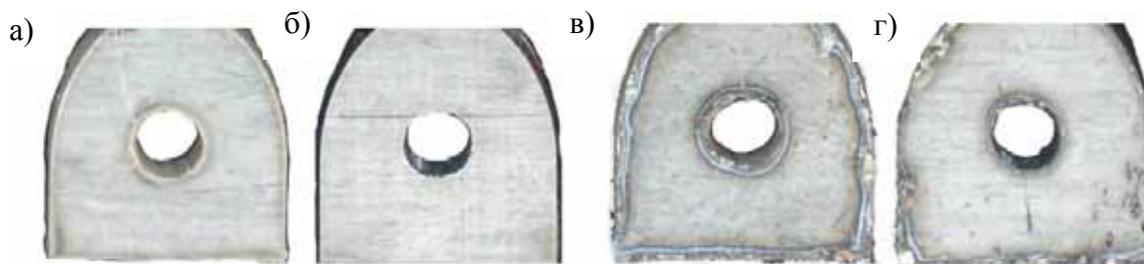


Рис. 1. Образцы сплава BT20 после ГЛР с использованием газа: азота (а, в); аргона (б, г). а, б – вход луча; в, г – выход луча; $\times 1,5$

На входе лазерного луча изменение цвета поверхности на образцах после ГЛР и в азоте, и в аргоне практически не заметны. На выходе лазерного луча для ГЛР образцов, как в аргоне, так и в азоте, выглядят одинаково следы образования окисной пленки по глубине распространения температурного поля. По цветам окисной пленки можно судить о распространении температуры вглубь образца в процессе реза.

Поверхность реза имеет характерные для ГЛР бороздки, имеющие различную конфигурацию у образцов, раскrojенных в среде азота и аргона.

Общим для обоих видов ГЛР образцов является то, что на поверхности реза можно выделить три основные зоны, отличающиеся друг от друга различным наклоном к направлению обработки и шероховатостью:

I – зона, как видно из рис. 2, характеризуется непрерывными бороздками малой ширины при использовании азота (а, в) и прерывистыми – при использовании аргона (б, г). Значительный наклон бороздок в направлении резки наблюдается у образцов ГЛР в азоте, а у образцов ГЛР в аргоне наклон еле заметен;

II – зона бороздок формируется для ГЛР образцов в азоте непрерывно, а в аргоне прерывисто; наклон бороздок уменьшается для ГЛР образцов в азоте, а для ГЛР в аргоне практически не меняется;

III – зона характеризуется большой шириной бороздок у образцов после ГЛР как в азоте, так и в аргоне. Наклон бороздок практически не меняется;

IV – зона характеризуется распространением бороздок на удаляемый металл – грат с более насыщенным золотистым оттенком для образцов ГЛР в азоте, а для образцов ГЛР в аргоне в этой зоне закристаллизовавшиеся окисленные частицы расплавленного металла.

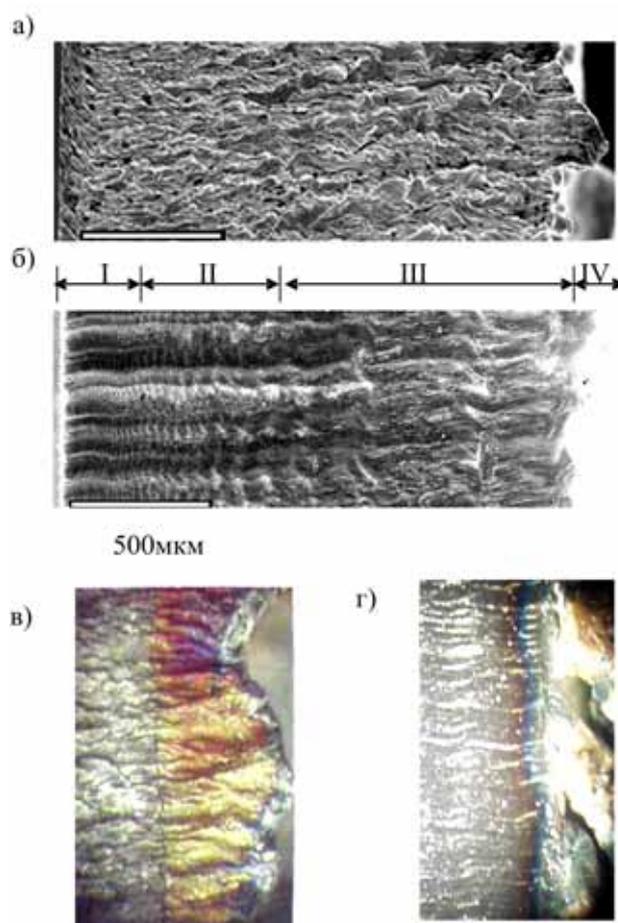


Рис. 2. Вид регулярного расположения бороздок на поверхности реза образцов сплава ВТ20 после ГЛР с использованием вспомогательного газа азота (а, в), аргона (б, г): I – зона мелких бороздок на входе лазерного луча; II – зона бороздок средней величины; III – зона укрупненных бороздок на входе лазерного луча; IV – грат на выходе лазерного луча

Образующийся на нижней кромке поверхности реза грат (вытесненный вспомогательным газом закристаллизовавшийся расплавленный металл) легко удаляется при оптимальных режимах ГЛР. При отклонении от этих режимов требуется механическое воздействие для его удаления, вплоть до фрезерования кромки.

Частицы грата (см. рис. 3, а), образовавшиеся в процессе ГЛР образцов, имеют со стороны реза продолжение бороздок и насыщенный светло-жёлтый цвет, характерный для нитрида титана. Обратная сторона частиц покрыта белым налетом, похожим на окись титана TiO_2 , округлая, каплеобразная, характерная для закристаллизовавшегося расплава металла при выдувании из канала реза вспомогательным газом. Перемычка, на которой держалась частица, очень тонкая ($\ll 0,01$ мм) с характерным кристаллическим строением и металлическим блеском.

У частиц грата (см. рис. 3, б), образовавшихся в процессе ГЛР образцов в аргоне, в отличие от частиц, образованных в азоте, отсутствуют бороздки. Частицы имеют четкую округлую, каплеобразную форму, покрыты белым налетом оксидной пленки. Как и в предыдущем случае, перемычка, на которой держалась частица, очень тонкая с характерным кристаллическим строением и металлическим блеском.

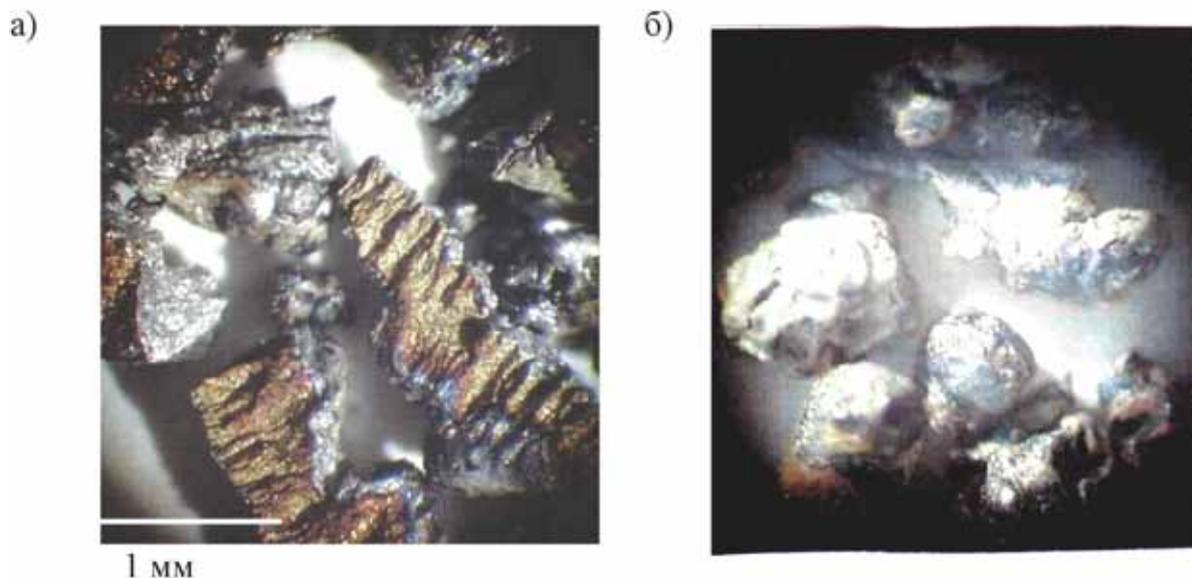


Рис. 3. Удаляемый металл в виде закристаллизовавшихся частиц (грат) на нижней кромке образцов после ГЛР с использованием вспомогательного газа: а – азота; б – аргона

Из оценки геометрических параметров качества поверхности образцов из сплава ВТ20 после ГЛР выявлено, что, как при использовании азота, так и при использовании аргона, наиболее важными параметрами являются ширина изменяемого слоя h_0 (зона термического влияния) и высота грата h_1 (см. табл. 1).

Оба эти параметра уменьшаются с увеличением скорости резания. Следовательно, увеличение скорости резания приводит к улучшению качества реза с точки зрения его геометрии. По-видимому, это связано с тем, что при увеличении скорости резания металл перегревается в меньшем объеме, что приводит к уменьшению толщины измененного слоя. Вероятно, по той же причине предотвращается увеличение грата на выходе реза, но чрезмерное ее завышение может привести к частичному непрорезу из-за неоднородности металла, или по другим причинам, поэтому скорость раскроя нужно выбирать с некоторым запасом от максимальной, чтобы рез был стабильным.

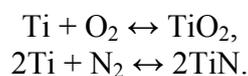
Геометрические параметры реза пластин титановых сплавов

Вспомогательный газ	Номер пластины	Толщина пластины, мм	Скорость резания, мм/мин	Ширина реза		Высота графа h_1	Ширина зоны окисления на выходе	Высота выступов на поверхности реза		
				на входе луча b_1	на выходе луча b_2			R_z	$R_{z \min}$	$R_{z \max}$
				мм						
Азот	4	2,0	2500	0,50	0,47	1,67	0,92	8,05	6,6	9,5
	5	2,0	3000	0,50	0,33	0,77	0,53	10,15	8,7	11,6
	6	2,0	3500	0,50	0,38	0,67	0,45	10,40	9,0	11,8
	7	2,0	4000	0,55	0,38	0,67	0,42	10,20	8,7	11,7
	3	1,2	2500	0,53	0,35	0,57	0,43	8,85	6,5	11,2
	4	2,0	2500	0,50	0,47	1,67	0,92	8,05	6,6	9,5
	1	2,5	2500	0,55	0,42	0,92	0,67	10,85	8,9	12,8
Аргон	9	2,0	2500	0,48	0,44	0,57	0,36	8,0	6,3	9,8
	10	2,0	2000	0,50	0,45	0,72	0,42	10,2	8,5	12,1

Обсуждение результатов исследования

Известно [3], что использование кислорода при высоких плотностях мощности для резки титана даёт отрицательный результат из-за того, что теплота, выделяющаяся от реакции горения титана в струе кислорода, переводит в автогенный неуправляемый режим резки, ухудшающий качество поверхности реза (шероховатость, ширина реза и т.д.). Перевод в управляемый режим резки титана в кислороде требует либо слишком высокой, либо слишком малой скорости резки, что ограничивает толщину разрезаемого металла. Такие же толщины резки титана достигаются, правда, с обеспечением устойчивого процесса резки, с использованием в качестве вспомогательного инертного газа аргона.

Известно [4], что процесс взаимодействия титана с азотом имеет много общего с процессом взаимодействия его с кислородом:



Как для кислорода, так и для азота уже при ничтожно малом давлении создаются термодинамические возможности образования оксидов и нитридов на поверхности титана.

И, тем не менее, существуют различия. Соединение TiN – одно из самых устойчивых при высоких температурах, температура плавления составляет $(2950 \pm 30)^\circ\text{C}$, намного выше температуры плавления титана (1668°C) и температуры плавления оксидов ($\text{Ti}_2\text{O}_3 - 1640^\circ\text{C}$). Диффузионная подвижность азота в титане меньше, чем кислорода. Эти отличительные признаки способствуют управляемому режиму резки титана в среде азота.

В работе [3] показано, что при ГЛР титана в кислороде нагревание металла излучением в режиме нарастания оксидной плёнки не может привести к воспламенению, так как по мере роста слоя оксида и температуры, не смотря на увеличение скорости окисления, относительный вклад теплоты реакции в общий тепловой баланс уменьшается. При достижении

температуры плавления оксида, особенно с поддувом кислорода, струя вытесняет жидкий оксид из зоны облучения и практически скачком переводит реакцию в новый режим с предельно высокой скоростью окисления и большим тепловым эффектом (непосредственный контакт кислорода с нагретым металлом), в результате чего металл воспламеняется, горит и переходит в автогенный неуправляемый режим резания.

В случае ГЛР титана в среде азота образуется устойчивый с высокой температурой плавления нитрид титана, который во все время плавления металла предохраняет от непосредственного контакта струю азота с расплавом металла и тем самым обеспечивает устойчивый управляемый режим резки, когда титан плавится, и газовая струя азота удаляет расплав из зоны реза. Этим объясняется улучшение качества поверхности реза, увеличение толщины разрезаемого металла, как видно из данных рис. 1, 2 и табл. 1. Наглядным примером служат бороздки на поверхности не только реза, но и грата (см. рис. 2, 3).

Из сказанного следует, что закристаллизовавшийся расплавленный металл в процессе ГЛР образцов титана, как в среде азота, так и в среде аргона, в большей степени сохранился в тонкой перемычке, на которой держатся частицы грата, поскольку в открывшийся канал свободно устремляется вспомогательный газ.

Поскольку длительность локального нагрева участка металла до температуры плавления под воздействием лазерного излучения составляет $\tau_{\text{н}} > 10^{-7}$ с и примерно соизмерима со временем охлаждения канала реза до температуры окружающей среды, есть все основания полагать, что на поверхности реза формируется аморфная структура.

По данным [5] у большинства металлов IV группы периодической системы Д.И. Менделеева при быстром охлаждении расплавов идёт формирование аморфных сплавов, особенно это относится к титану, цирконю и гафнию. Кроме того, там же [5] показано, что изделия с аморфной структурой, полученные непосредственно из расплава, представляется возможным подвергать дополнительной, прежде всего, термической обработке с целью создания в них особых структур: квазикристаллических и нанокристаллических, а также их комбинаций между собой и с аморфной матрицей, тем более, что термическая обработка, позволяющая создавать наноматериалы на основе массивных аморфных сплавов, определяется температурой их кристаллизации. Отжиг при температуре, весьма близкой к температуре кристаллизации, приводит к структурному переходу аморфного сплава в квазикристаллическое и наноструктурное состояние.

С поверхности реза в процессе ГЛР образца титана в зоне разделения идет процесс отрыва, отделения жидкой фазы от твердой.

Как известно, плавление твердого тела и переход его в жидкое состояние представляют собой нарушение дальних связей в решетке, которая теряет устойчивость при увеличении межатомных состояний, вызванном тепловым расширением. Обычно плавление твердого тела происходит при такой температуре $T_{\text{пл}}$, когда амплитуда тепловых колебаний атомов относительно положения равновесия достигает величины примерно 0,2 – 0,3 межатомного расстояния.

Это позволяет предположить, что процесс отделения жидкой фазы от твердой будет сопровождаться вытягиванием жидкой фазы в виде пленки до определенной толщины, способной сопротивляться давлению газовой струи, и затем произойдет её разрушение, отделение от жидкой фазы, причём с охлаждением со сверхкритической скоростью. Формирование такой пленки на поверхности реза титанового сплава BT20 после ГЛР в среде азота показано на рис. 4, а, б, из которого видно, что чем медленнее скорость резки, тем большей ширины вытягиваемая пленка.

Сформированная в таких условиях аморфная структура поверхности реза показана на рис. 4, б, г, д, т.е. при сверхвысокой скорости охлаждения не успевают в вытягиваемой расплавленной пленке вырастать центры кристаллизации и металл затвердевает как стеклообразная масса, в которой существует некий ближний порядок.

По-другому выглядит структура поверхности реза после ГЛР образцов в среде аргона, как видно из рис. 4, *е, ж, з*. Расплавленный металл вытесняется из зоны реза инертным газом низкой теплопроводности аргоном без образования промежуточной твёрдой фазы, и вытягиваемая плёнка выглядит в виде сглаженных незаострённых складок с формированием крупных зёрен закристаллизовавшегося расплава.

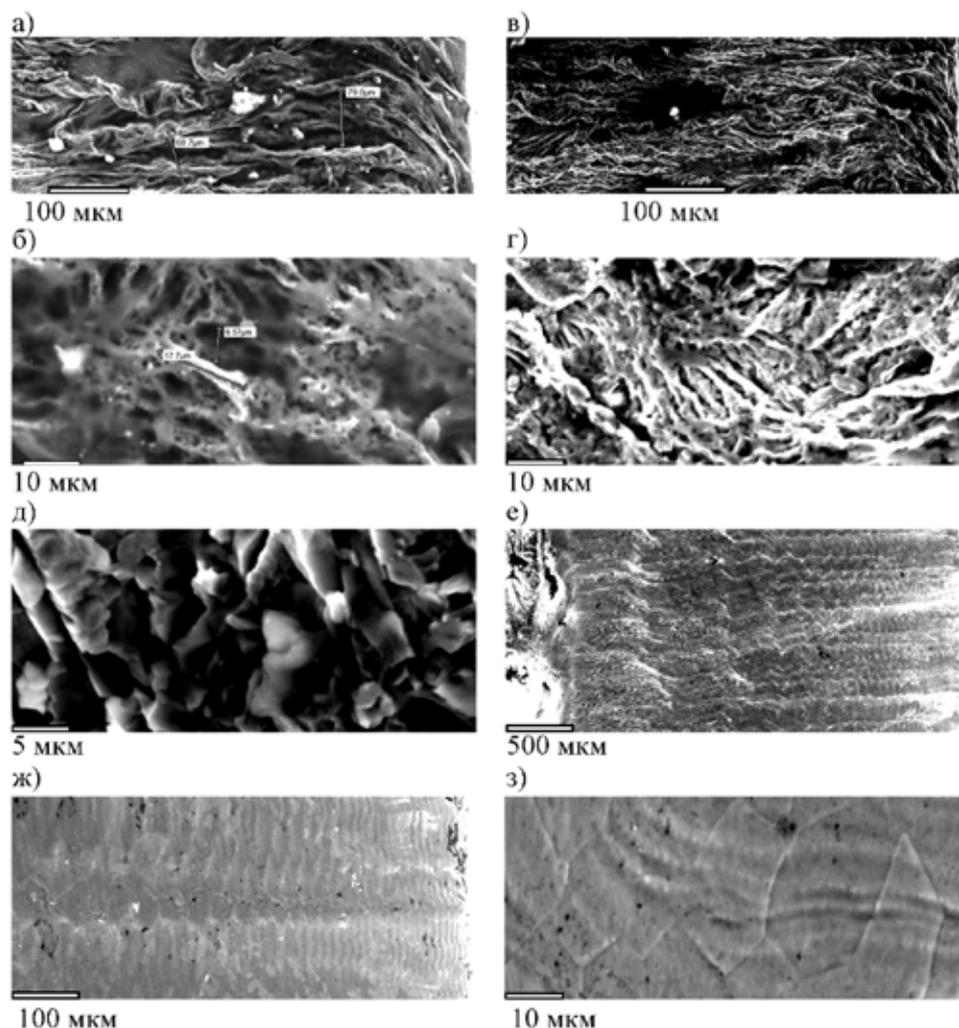


Рис. 4. Формирование макроструктуры поверхности реза после ГЛР образцов из сплава VT20 с использованием вспомогательного газа азота (а, б, в, г, д), аргона (е, ж, з) при скорости резки 2500 мм/мин (а, б, д, е, ж, з) и 4000 мм/мин (в, г)

Возможен процесс термической обработки плёнок с аморфной структурой на поверхности реза, поскольку при воздействии лазерного луча происходит последовательное образование нового и нового канала, и при этом в интервале температур кристаллизации осуществляется кратковременное тепловое воздействие на пленку предыдущего канала. Действительно в этих пленках создаются квазикристаллические и нанокристаллические структуры, как показано на рис. 5, 6, из которых видно, что структура пленки смешанная: аморфная, кристаллическая и нанокристаллическая (фрагменты нанокристаллического мартенсита достигают значительных размеров), особенно на выходе лазерного луча.

На поверхности реза образцов сплава ВТ20 после ГЛР в среде азота образуется тонкая (1 – 2 мкм) нитридная пленка, покрывающая зону (3 – 7 мкм) со смешанной структурой (аморфная, кристаллическая, фрагменты нанокристаллического мартенсита) закристаллизовавшегося металла в момент разделения жидкой и твердой фаз при высокой скорости охлаждения и последующего кратковременного нагрева и охлаждения, которая переходит в зону термического влияния (ЗТВ 35 – 40 мкм). ЗТВ имеет сложное многослойное строение из-за существенного различия температурного воздействия от температуры плавления (1668 °С) до окружающей (25 °С) (см. рис. 6).

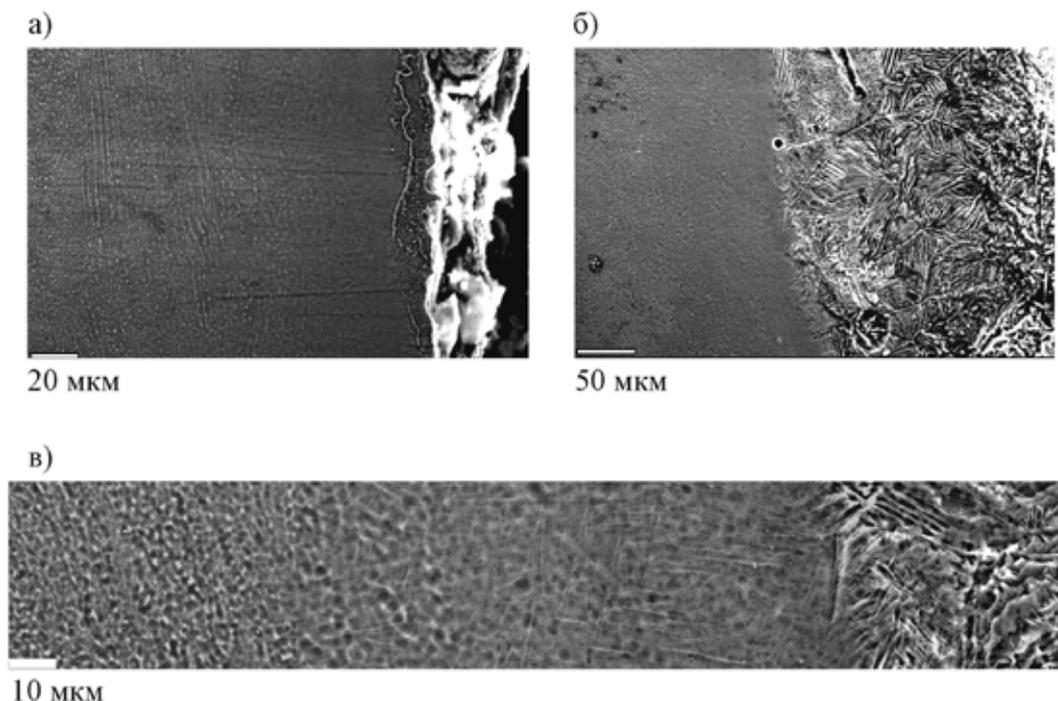


Рис. 5. Микроструктура в зоне выхода лазерного луча сплава ВТ20 после ГЛР в среде азота: а – поперечный срез; б, в – срез под углом 35°

В зоне (см. рис. 6, в), прилегающей к зоне со смешанной структурой, образуется игольчатая структура, ориентированная в пределах зерна. Размеры игл в верхней части мелкие (7 – 10 мкм), затем переходят в крупные (20 – 25 мкм) и вновь уменьшаются (5 – 7 мкм) и исчезают при переходе к исходной структуре. Общая глубина ЗТВ составляет 35 – 40 мкм.

Подобная структура образуется на поверхности реза образцов сплава ВТ20 в среде аргона (см. рис. 6) высокой чистоты, только на поверхности вместо нитридной пленки образуется оксидная пленка, в момент охлаждения до комнатной температуры обеспечивающая светлую блестящую поверхность с металлическим блеском.

На выходе лазерного луча в зоне, прилегающей к зоне со смешанной структурой, игольчатая структура не образуется, а в зоне выхода лазерного луча чётко видна образованная игольчатая структура, ориентированная в пределах зерна. Как и в случае ГЛР в среде азота, в аргоне из сплава ВТ20 размеры игл (см. рис. 6, в) в верхней части мелкие (7 – 10 мкм), затем переходят в более крупные (20 – 25 мкм) и вновь уменьшаются (5 – 7 мкм) и исчезают при переходе к исходной структуре. Общая глубина ЗТВ составляет 35 – 45 мкм.

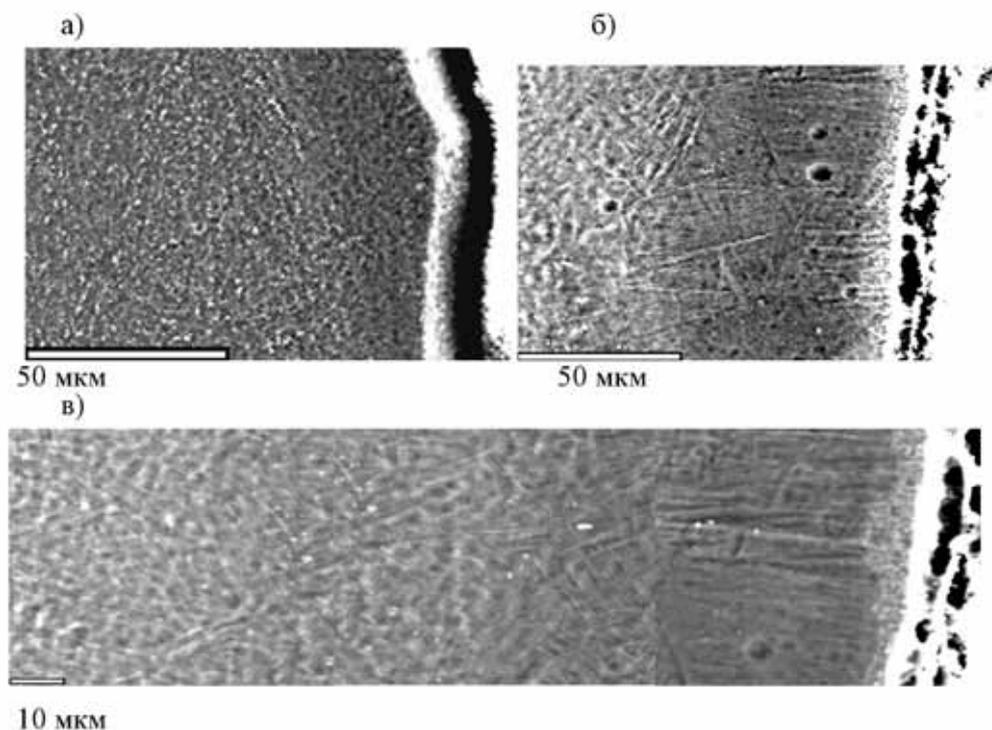


Рис. 6. Микроструктура сплава ВТ20 после ГЛР в среде аргона:
а – в зоне входа луча, поперечный срез; б – в зоне выхода луча,
поперечный срез; в – в зоне выхода луча, срез под углом 30°

Образование смешанной структуры в поверхностном слое (аморфная, кристаллическая, нанокристаллическая) и сложной структуры с многослойным строением ЗТВ в образцах сплава ВТ20 после ГЛР, как в среде азота, так и в среде аргона, приводит к существенному изменению микротвёрдости (см. рис. 7, 8). Различия в значениях распределения микротвёрдости по глубине изменённого слоя в образцах сплава ВТ20 после ГЛР, как в азоте, так и в аргоне, незначительные, что можно объяснить одним и тем же процессом упрочнения при высокой скорости охлаждения расплавленного металла. Об этом свидетельствует и тот факт, что на входе лазерного луча микротвёрдость на поверхности реза образца сплава ВТ20 после ГЛР в среде аргона соизмерима с микротвёрдостью основного металла, а на выходе значительно увеличивается (см. рис. 8).

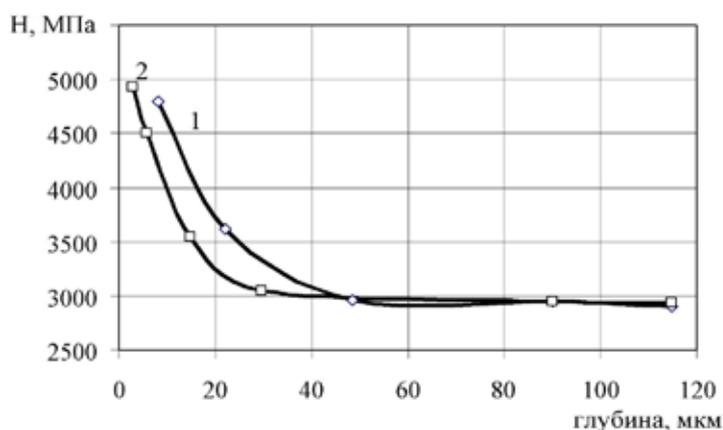


Рис. 7. Изменение микротвёрдости по глубине ЗТВ образцов
сплава ВТ20 после ГЛР в среде азота (1) и аргона (2)

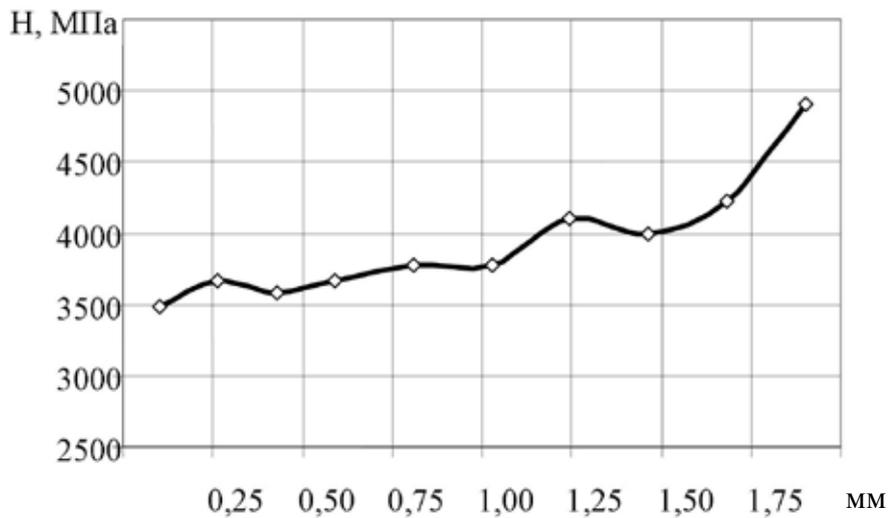


Рис. 8. Изменение микротвёрдости по поверхности реза образца сплава VT20 толщиной 2 мм после ГЛР в среде аргона (за нулевой уровень принимали сторону входа лазерного луча)

Время и скорость формирования канала реза в образцах сплава VT20 при ГЛР в среде азота вдвое превосходят эти показатели ГЛР в среде аргона (см. табл. 2) и, тем не менее, составляют довольно высокие значения микротвёрдости в том и в другом случае.

Это способствует тому, что стенки реза имеют температуру, приблизительно равную температуре плавления, и очень короткий промежуток времени, об этом свидетельствуют кривые изменения температуры поверхности образцов сплава VT20 после ГЛР в среде азота и аргона (см. рис. 9). Снижение температуры до 850 – 1000 °С происходит на глубине всего 0,08 – 0,059 и 0,1 – 0,08 мм соответственно за десятые и сотые доли секунды (температуропроводность титана составляет 0,075 см²/с).

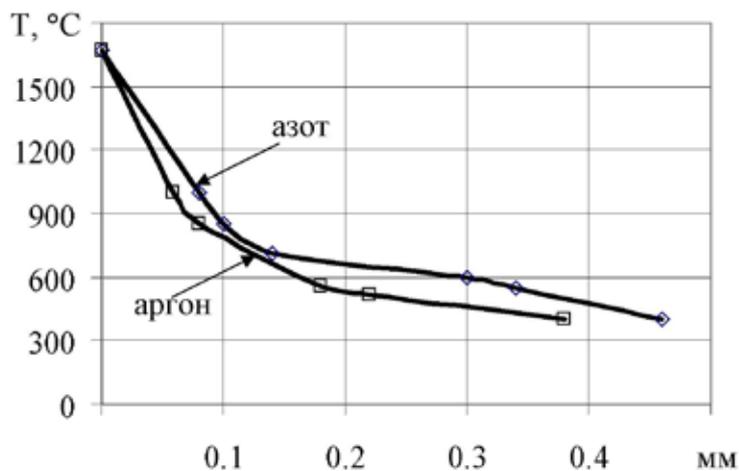
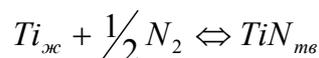


Рис. 9. Распределение температуры по поверхности образца сплава VT20 после ГЛР на выходе лазерного луча

Время и скорость формирования одного канала в образцах сплава ВТ20 при ГЛР
в зависимости от вида вспомогательного газа и скорости резки

Скорость резки L		Средняя ширина канала реза Z, мм		Число сформированных каналов за секунду $n = L/Z$		Время формирования одного канала τ , мс		Скорость формирования канала v , м/с	
				Азот	Аргон	Азот	Аргон	Азот	Аргон
мм/мин	мм/с	Азот	Аргон	Азот	Аргон	Азот	Аргон	Азот	Аргон
2000	33	-	0,037	-	892	-	1,3	-	1,54
2500	42	0,015	0,026	2800	1615	0,357	0,619	56	32
3000	50	0,009	0,022	5556	2273	0,18	0,44	120	45
3500	59	0,007	-	8429	-	0,118	-	1690	-
4000	67	0,003	-	22 333	-	0,0447	-	4470	-

Вышеизложенное позволяет утверждать, что газонасыщение, в частности азотом, при ГЛР образцов сплава ВТ20 в среде азота практически не происходит. Кинетика реакции образования нитрида титана лимитируется не собственно химической реакцией (время нагрева намного меньше времени адсорбции азота), а диффузией и переносом вещества через слой образовавшегося нитрида.



Диффузионная подвижность азота в нитриде титана более чем на порядок меньше, чем в α , β -титане.

Исследованиями газонасыщения поверхностного слоя образцов сплава ВТ20 после ГЛР, как в азоте, так и в аргоне (см. табл. 3), существенного различия газовых примесей по сравнению с основным металлом не обнаружено. Значительное газонасыщение наблюдается в частицах грата.

Содержание газовых примесей в частицах грата и поверхностном слое образцов
из сплава ВТ20 после ГЛР в среде азота и аргона

ГЛР в среде	Скорость резки, мм/мин	Основной металл			Поверхность реза			В частицах грата		
		содержание газов примесей, %								
		H ₂	O ₂	N ₂	H ₂	O ₂	N ₂	H ₂	O ₂	N ₂
Азота	3000	0,0073	0,088	0,016	0,0053	0,073	0,013	0,012	0,122	3,65
Аргона	2500	0,0089	0,075	0,010	0,0067	0,075	0,013	0,0097	0,94	0,62

Выводы

При газолазерном раскросе сфокусированным лазерным излучением титановых сплавов с использованием различных вспомогательных газов установлено:

1. Использование в качестве вспомогательного газа азота вместо кислорода позволяет вести ГЛР титановых сплавов в управляемом режиме, в отличие от автогенного неуправляемого, за счёт образования тугоплавкого соединения нитрида титана и расширяет границы толщин получения качественного реза.

2. С поверхности реза в процессе ГЛР титановых сплавов в зоне разделения идёт процесс отрыва, отделения жидкой фазы от твёрдой. При ГЛР в среде азота и аргона эти процессы различаются тем, что расплавленный металл из зоны реза вытесняется инертным газом низкой теплопроводности без образования тугоплавкой промежуточной твердой фазы, и отделение расплава от основного металла, вытягиваемой плёнки выглядит в виде сглаженных незаострённых складок с формированием крупных зёрен закристаллизовавшегося расплава.

3. Природа упрочнения кромки образцов из титановых сплавов в процессе ГЛР, как в азоте, так и в аргоне, одна и та же и связана с образованием смешанной структуры в поверхностном слое (аморфная, кристаллическая и сложной структуры с многослойным строением ЗТВ – игольчатая структура, ориентированная в пределах зерна с разными размерами игл). Размеры игл 7 – 10 мкм у зоны со смешанной структурой, 20 – 25 мкм в средней части и 7 – 5 мкм при переходе к исходной глобулярной структуре.

4. Различия в значениях распределения микротвёрдости по глубине упрочнённого слоя образцов титановых сплавов после ГЛР, как в среде азота, так и в среде аргона, незначительные. Распределение микротвёрдости по поверхности реза следующее: на входе лазерного луча микротвёрдость соизмерима с микротвёрдостью основного металла, а на выходе лазерного луча – максимальная.

5. Время и скорость формирования канала реза в образцах при ГЛР в среде азота вдвое превышает эти показатели для ГЛР в среде аргона.

6. Газонасыщение, в частности азотом, при ГЛР титановых сплавов в среде азота практически не происходит, что обусловлено образованием плёнки тугоплавкого соединения нитрида титана, диффузионная подвижность азота в котором на порядок меньше в α и β -титане, а также высокой скоростью охлаждения ЗТВ.

7. Содержание газовых примесей в поверхностном слое образцов после ГЛР, как в среде азота, так и в среде аргона, практически соизмеримо с содержанием газовых примесей в основном металле. Значительное газонасыщение наблюдается в частицах графа.

ЛИТЕРАТУРА

1. Григорьянц, А.Г. Основы лазерной обработки материалов / А.Г. Григорьянц. – М.: Машиностроение, 1989. – 304 с.
2. Исследование влияния газолазерного раскроя на формирование рельефа, структуры и химического состава поверхности реза титановых заготовок / В.И. Муравьёв, Р.А. Физулаков, Н.А. Семашко [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. – № 2. – 2005. – С. 22-25.
3. Григорьянц, А.Г. Лазерная техника и технология: в 7 кн. Кн. 7. Лазерная резка металлов: учеб. пособие для вузов / А.Г. Григорьянц, А.А. Соколов; под ред. А.Г. Григорьянца. – М.: Высш. шк., 1988. – 127 с.
4. Колачёв, Б.А. Технология термической обработки цветных металлов / Б.А. Колачёв, Р.М. Габидулин, Ю.В. Пигузов. – 2-е изд. – М.: Металлургия, 1981. – 416 с.
5. Ковнеристый, Ю.К. Объёмно-аморфизирующиеся металлические сплавы и наноструктурные материалы на их основе / Ю.К. Ковнеристый // МиТОМ. – № 7. – 2005. – С. 14-16.