

О. И. Ильинская, В. Н. Хахин

**ОСОБЕННОСТИ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ  
ХАРАКТЕРИСТИК ДЕТАЛЕЙ  
ИЗ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ**

*Рассмотрены особенности механической обработки монокристаллического материала с учетом характерной для него анизотропии физико-механических свойств и их влияние на параметры качества обработанной поверхности. На основе проведенных исследований предложен способ определения кристаллографической ориентации изделий из монокристаллов по диаграмме шероховатости.*

Увеличение температуры газа перед турбиной потребовало создания новых высокопрочных жаростойких сплавов (ЖС) типа монокристаллических (МНК) сплавов и с направленной кристаллизацией, а также применения композиционных материалов с направленной текстурой [1].

Все металлы и металлические сплавы — кристаллические, т.е. состоят из большого числа различно ориентированных относительно друг друга кристаллов, каждый из которых представляет собой атомы (ионы), расположенные в узлах кристаллической решетки в определенном порядке, периодически повторяющемся в трех измерениях. Вследствие неодинаковой плотности атомов в разных плоскостях и направлениях решетки многие свойства (химические, физические, механические) каждого кристалла зависят от его кристаллографической ориентации. Подобное различие свойств монокристалла в разных кристаллографических направлениях получила название анизотропии.

Технические металлы, состоящие из статически неупорядоченно ориентированных относительно друг друга анизотропных кристаллов, имеют более или менее одинаковые во всех направлениях свойства, т.е. являются изотропными.

Важная особенность текстурированных и МНК материалов — наличие анизотропии физических свойств (механических, тепловых, магнитных и т.д.). Как показали исследования, не анизотропны, т.е. не зависят от кристаллографической ориентации, лишь немногие свойства, например плотность, удельная теплоемкость [2].

Авторы провели исследования особенностей влияния анизотропии физико-механических свойств монокристаллического жаропрочного никелевого сплава типа ЖС на функциональные характеристики деталей из него.

Кристаллическая решетка исследуемого МНК сплава имеет форму гранцентрированного куба (ГЦК) (рис. 1) и называется ГЦК-решетка. Нетрудно заметить, что плотность расположения атомов по различным

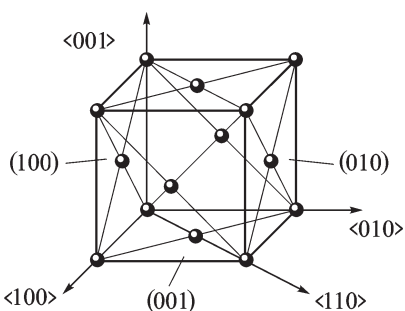


Рис. 1. Гранецентрированная кубическая решетка

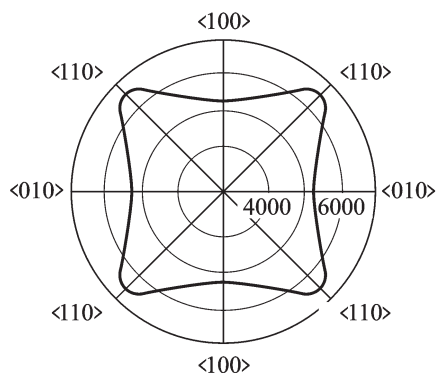


Рис. 2. Диаграмма твердости МНК образцов (измерения проводились по нормали к обрабатываемой поверхности)

плоскостям решетки кристалла неодинакова. Так, плоскостью с наиболее плотным расположением атомов в ГЦК-решетке, будет плоскость октаэдра (111).

Анизотропию физико-механических свойств МНК сплава оценивали, измеряя с помощью прибора ПМТ-3 с нагрузкой  $P = 100$  г твердость поверхностного слоя цилиндрических образцов, ось которых совпадала с кристаллографическим направлением  $\langle 001 \rangle$ , по нормали к образующей поверхности. На рис. 2 приведена диаграмма микротвердости поверхностного слоя МНК образцов. Как видно из диаграммы, наибольшее значение микротвердости  $H_{\max} = 6500$  МПа наблюдается в направлениях  $\langle 110 \rangle$ , а наименьшее значение  $H_{\min} = 5250$  МПа — в направлениях  $\langle 100 \rangle$ ,  $\langle 010 \rangle$ . При этом степень анизотропии микротвердости  $A_H$ , %, определенная по формуле

$$A_H = \left( \frac{H_{\max}}{H_{\min}} - 1 \right) \cdot 100, \quad (1)$$

составляет 23,8 %.

Глубина внедрения индентора в твердое тело, как известно, обратно пропорциональна твердости этого тела [3]. Поэтому для выявления особенностей функциональных характеристик деталей из МНК сплава был проведен анализ сопротивления их поверхностного слоя упругопластическому деформированию с использованием диаграммы вдавливания сферического индентора по периферии цилиндрической поверхности МНК образца. По полученным диаграммам вдавливания для кристаллографических направлений  $\langle 100 \rangle$ ,  $\langle 010 \rangle$  и  $\langle 110 \rangle$  МНК материала, соответствующих минимальному и максимальному значениям твердости (рис. 3) были рассчитаны коэффициенты, характеризующие долю упругой и пластической деформации исследуемого

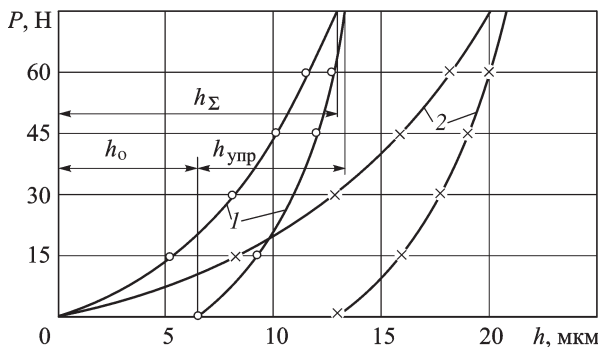


Рис. 3. Рис. 3. Диаграмма вдавливания сферического индентора в поверхность МНК образца в направлениях  $\langle 110 \rangle$  (1) и  $\langle 100 \rangle$ ,  $\langle 010 \rangle$  (2)

материала, %, по формулам:

$$K_{\text{упр}} = \frac{h_{\text{упр}}}{h_{\Sigma}} \cdot 100, \quad K_{\text{пл}} = \frac{h_0}{h_{\Sigma}} \cdot 100, \quad (2)$$

где  $h_{\text{упр}}$  — глубина упругого восстановления отпечатка на кривой разгрузки, мкм;  $h_{\Sigma}$  — суммарная глубина внедрения индентора под нагрузкой, мкм;  $h_0$  — остаточная глубина лунки после снятия нагрузки, мкм.

Как видно из рис. 3, суммарная и остаточная глубины внедрения индентора в направлениях  $\langle 100 \rangle$  и  $\langle 010 \rangle$  больше, чем в направлении  $\langle 110 \rangle$ . В направлении  $\langle 110 \rangle$  доля упругого восстановления глубины отпечатка больше, чем в направлениях  $\langle 100 \rangle$  и  $\langle 010 \rangle$ . Полученные результаты объясняются тем, что исследуемый МНК материал обладает также анизотропией упругих свойств, при этом в направлениях  $\langle 100 \rangle$  и  $\langle 010 \rangle$  модуль упругости составляет  $E = 1,4 \cdot 10^5$  МПа, в направлении  $\langle 110 \rangle$  —  $E = 2,2 \cdot 10^5$  МПа.

Изменение коэффициентов  $K_{\text{упр}}$  и  $K_{\text{пл}}$  в зависимости от кристаллографической ориентации монокристалла иллюстрируют диаграммы (рис. 4). Разброс значений при этом составил 15...42% для  $K_{\text{упр}}$  и 13...48% для  $K_{\text{пл}}$ .

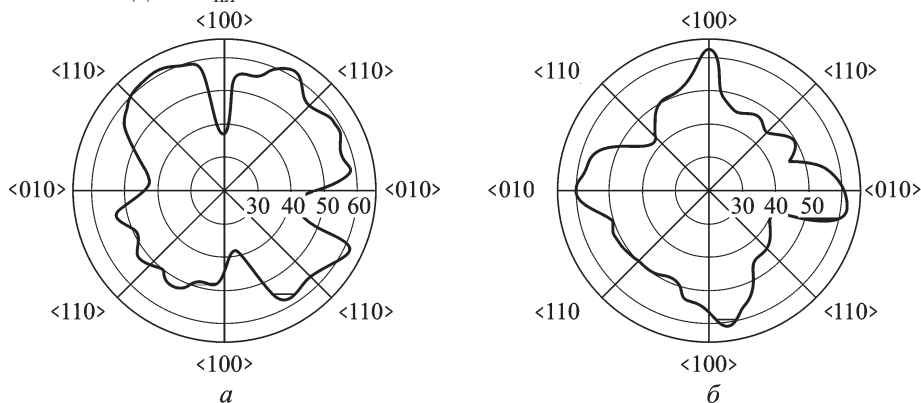


Рис. 4. Диаграмма изменения коэффициентов  $K_{\text{упр}}$  (а) и  $K_{\text{пл}}$  (б)

**Значения коэффициентов, характеризующих долю упругой и пластической деформаций поликристаллов, рассчитанные по формулам (2)**

№ измерения	Материал	$h_{\Sigma}$	$h_o$	$h_{упр}$	$K_{упр}$	$K_{пл}$
		мкм			%	
1	ВТ-3-1	9,8	4,9	4,9	50	50
2		10	4,7	5,3	53	47
3		10	4,8	5,2	52	48
4		9,6	4,5	5,1	53,1	46,9
5		10	4,7	5,3	53	47
6		9,9	4,7	5,3	53,1	47,5
1	Д16	22	15,8	6,2	28	72
2		21	14,8	6,2	29,5	70,5
3		19,8	14,2	5,6	28,2	71,7
4		21,4	15,2	6,2	28,9	71,1
5		21,3	15	6,3	29,6	70,4
6		20,3	14,5	5,9	29,5	71,4

Для сравнения в табл. 1 приведены данные анализа диаграмм при вдавливании индентора в поликристаллические материалы — титановый сплав ВТ-3-1 и алюминий Д16. Разброс значений  $K_{упр}$  и  $K_{пл}$  составляет соответственно для сплава ВТ-3-1 5,9% и 6,5%, для алюминия Д16 — 5,5% и 2,3%.

Таблица 2

**Размеры канавок, измеренные в разных кристаллографических направлениях**

№ измерения	Направление измерения	Размеры канавки, мм					
		прямой		круговой			
		ширина		глубина		ширина	
		$d$	$d_{ср}$	$h$	$h_{ср}$	$b$	$b_{ср}$
1	<110>	0,237	0,234	48	46,8	14,6	14,31
2	«	0,232		46,8		14,25	
3	«	0,228		46		14	
4	«	0,24		46,4		14,4	
1	<100>	0,26	0,258	53,8	52,6	14,3	14,45
2	<010>	0,257		53,2		14,8	
3	<100>	0,255		52,5		14,6	
4	<010>	0,259		50,9		14,1	

В табл. 2 приведены размеры канавок, полученные в результате измерений, проведенных алмазным наконечником радиусом  $R_{сф} = 1,5$  мм при нагрузке  $P = 98$  Н как в продольном (прямые), так и в поперечном (круговые) направлениях.

По результатам исследований были сделаны следующие выводы.

1. Ширина  $d$  прямых канавок периодически изменяется в направлениях  $\langle 110 \rangle$  (“твёрдое”) и  $\langle 010 \rangle$ ,  $\langle 100 \rangle$  (“мягкое”);

2. Глубина  $h$  круговой канавки является переменной в указанных направлениях.

Очевидно, что такое изменение размеров канавок в разных кристаллографических направлениях объясняется анизотропией физико-механических свойств исследуемых образцов из МНК материала. Ширина же круговой канавки практически постоянна, так как она формируется при воздействии индентора в осевом направлении  $\langle 001 \rangle$  как в плоскости  $(110)$ , так и в плоскостях  $(100)$ ,  $(010)$ .

При расчете значений твердости материала по диаметру  $d$  отпечатка или по его глубине  $h$ , полученных в результате внедрения индентора, используются следующие выражения [4]:

$$H_d = \frac{K'P}{d^2} \quad \text{или} \quad H_h = \frac{K''P}{h^2},$$

где  $P$  — нагрузка;  $K'$ ,  $K''$  — константы, зависящие от формы индентора и прочностных характеристик исследуемого материала.

Из формул видно, что значение твердости материала обратно пропорционально квадрату диаметра  $d$  отпечатка или квадрату глубины  $h$  внедрения индентора. Тогда

$$\frac{H_{\max}}{H_{\min}} = \left( \frac{d_{\text{МЯГК}}}{d_{\text{ТВ}}} \right)^2 \quad \text{или} \quad \frac{H_{\max}}{H_{\min}} = \left( \frac{h_{\text{МЯГК}}}{h_{\text{ТВ}}} \right)^2.$$

Подставляя полученные средние значения  $d$  и  $h$  для “мягкого” и “твёрдого” направлений из табл. 2 в формулу (1), находим значения анизотропии твердости:

$A_H^d = 22\%$  — по ширине прямых канавок;

$A_H^h = 25\%$  — по глубине круговой канавки.

Значения  $A_H^d$  и  $A_H^h$  хорошо согласуются со значением степени анизотропии микротвердости  $A_H = 23,8\%$  поверхности МНК образца.

В процессе механической обработки глубина внедрения режущей кромки инструмента в обрабатываемый материал также пропорциональна твердости этого материала с учетом жесткости технологической системы. Следовательно, при резании МНК материала, обладающего анизотропией механических свойств, будет происходить неравномерный сьем материала, что приведет к отклонениям формы детали от заданной и к переменным значениям шероховатости обработанной поверхности.

Для оценки основных закономерностей процесса резания МНК материала образцы из исследуемого сплава подвергались чистовой токарной обработке на станке мод. 1К62 при следующем режиме:

скорость обработки  $v = 9,4$  м/мин, подача  $S = 0,05$  мм/об, глубина резания  $t = 0,6$  мм на диаметр, резец с пластиной из сплава ВК8, геометрические углы  $\phi = 32^\circ$ ,  $\alpha = 7^\circ$ ,  $\gamma = 3^\circ$ .

Составляющие силы резания при механической обработке образцов измеряли с помощью универсального динамометра конструкции ВНИИ. Резец закрепляли в резцедержателе, который своими выступами опирался на 16 упругих элементов. Каждая составляющая силы резания при точении (рис. 5) воздействует на соответствующую систему упругих элементов с наклеенными на них тензодатчиками ( $R = 100$  Ом, база 10 мм). Происходит изменение сопротивления датчиков, что вызывает изменение силы тока, проходящего через них. Регистрация усиленных токов производилась с помощью амперметра и осциллографа. Показания приборов переводили в единицы силы с помощью тарифовочных графиков.

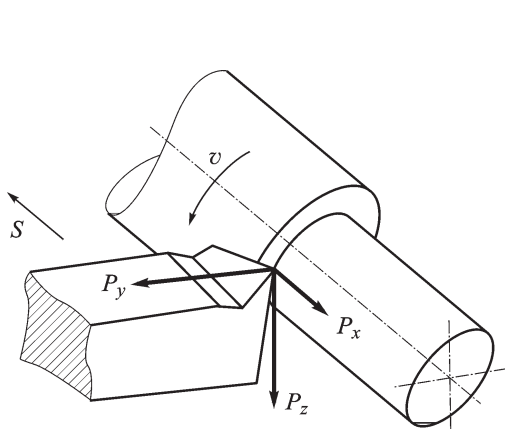
Температуру в зоне резания измеряли методом естественной термопары, элементами которой являлись металл резца и металл заготовки.

В результате исследований было установлено, что при точении МНК образцов заданной ориентации (№ 1 и № 2) наблюдались 4-кратные колебания составляющих силы резания  $P_x$ ,  $P_y$  и  $P_z$  за один оборот (табл. 3). Диаграмма изменения радиальной составляющей  $P_y$  силы резания за один оборот приведена на рис. 6.

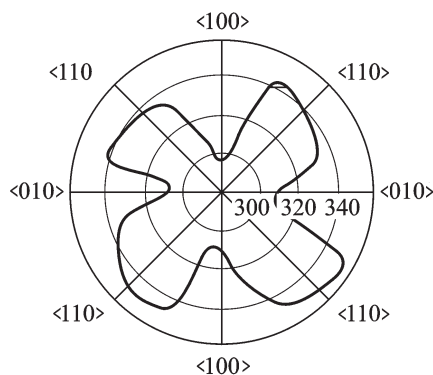
Таблица 3

**Значения составляющих силы резания, Н, за один оборот МНК образца**

Образец	$P_x$ max	$P_x$ min	$P_y$ max	$P_y$ min	$P_z$ max	$P_z$ min
№ 1	200	165	355	295	265	215
№ 2	175	140	250	195	250	205



**Рис. 5. Составляющие силы резания при точении**



**Рис. 6. Диаграмма изменения радиальной составляющей  $P_y$ , Н, силы резания за один оборот образца**

Визуальное исследование состояния поверхности МНК образцов после точения показало, что на обработанной цилиндрической поверхности наблюдаются периодические зоны повышенной шероховатости и сколов. Практически имели место два существенно отличающиеся друг от друга состояния обработанной поверхности, характеризующиеся либо низкой, либо высокой шероховатостью со следами сколов.

Использование модели [5], учитывающей направление распространения трещины, число действующих систем скольжения у вершины трещины и динамику дислокаций в этих системах, показало, что наименьшие возможности для округления вершины трещины имеются в том случае, когда трещина распространяется в плоскости (100), что удовлетворительно согласуется с характером стружкообразования и геометрическими параметрами поверхности МНК образцов после точения.

Шероховатость поверхности и отклонения формы образцов после чистовой токарной обработки замерялись по образующей с шагом  $12^\circ$  в интервале  $0 \dots 360^\circ$ .

Диаграммы шероховатости поверхности  $Ra$  и отклонения формы  $\delta$  данных образцов приведены на рис. 7.

Из представленных диаграмм видно, что характер колебания силы резания, отклонения формы и шероховатости поверхности образцов хорошо согласуется с диаграммой твердости (см. рис. 2), измеренной по нормали к обрабатываемой поверхности МНК образца, т.е. имеет регулярный характер, обусловленный особенностью кристаллической структуры исследуемого материала.

На основе проведенных исследований авторами настоящей работы был предложен способ определения кристаллографической ориентации изделий из монокристаллов [6], сущность которого заключается в следующем.

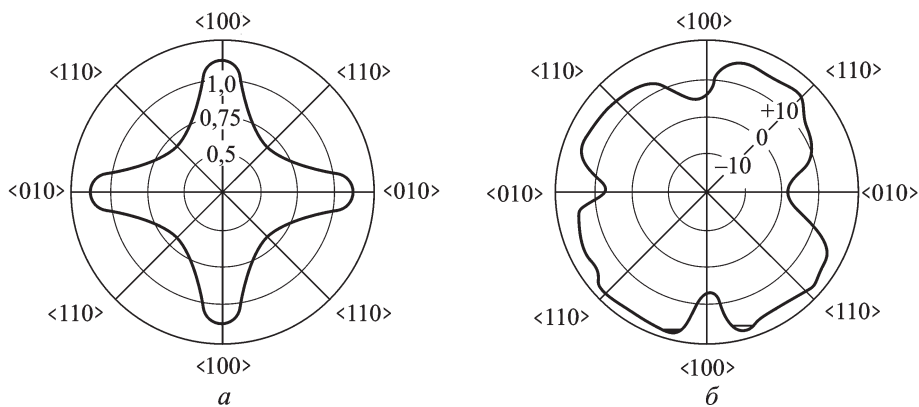
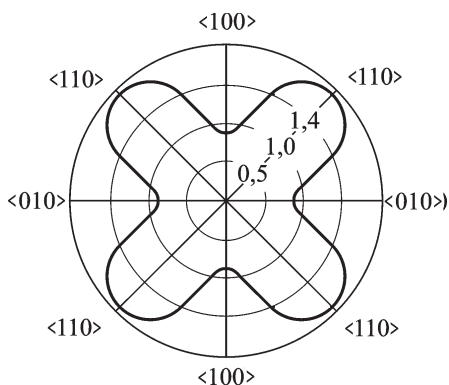


Рис. 7. Диаграммы (мкм) шероховатости поверхности  $Ra$  (а) и отклонения формы  $\delta$  (б)





**Рис. 8.** Круговая диаграмма изменения относительной характеристики микротвердости (отн. ед.)

По полученным значениям строят круговую диаграмму изменения шероховатости обработанной поверхности. Затем данную диаграмму преобразуют в диаграмму изменения некоторой величины, обратно пропорциональной шероховатости обработанной поверхности, по формуле

$$H = \frac{1}{Ra}, \quad (3)$$

где  $H$  — относительная характеристика микротвердости.

Поскольку полученная таким образом круговая диаграмма изменения относительной характеристики микротвердости (рис. 8) подобна диаграмме микротвердости, полученной экспериментальным путем (см. рис. 2), то по ней также можно определить кристаллографическую ориентацию изделия из монокристалла.

Предложенный способ является менее трудоемким и не требует специального оборудования по сравнению с известным рентгеновским способом [7]. Способ определения кристаллографической ориентации изделий из монокристаллов был успешно применен для определения нужного направления колебания МНК образцов при испытаниях на усталостную прочность.

В результате проведенных исследований установлено, что анизотропия механических свойств МНК материала оказывает существенное влияние на состояние обработанной поверхности монокристалла и динамику процесса резания. Кроме того, определено, что при обработке резанием плоскостей кристалла состояние обработанной поверхности зависит как от направления вектора скорости, так и положения плоскости резания по отношению к базовым кристаллографическим направлениям и осям.

Под изделием в данном случае понимается монокристалл, подвергнутый механической обработке в целях придания ему необходимых геометрических размеров. Причем заранее известно одно из трех базовых направлений кристаллографической ориентации изделия. Для определения двух других направлений последовательно измеряют шероховатость обработанной поверхности изделия, вращая его относительно известного направления кристаллографической ориентации с заданным шагом.



Следовательно, если при резании изотропных материалов для достижения требуемого качества обработанной поверхности ( $Ra$ ,  $\delta$ ) учитывается податливость технологической системы, то при механической обработке МНК материалов необходимо обращать внимание на их кристаллографическую ориентацию.

Таким образом, при проведении проектных прочностных расчетов деталей из материалов с МНК структурой для обеспечения стабильных параметров качества как при изготовлении, так и при эксплуатации необходимо учитывать анизотропность свойств данных материалов.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Обзор состояния и некоторые особенности развития аэрокосмических комплексов / В.Н. Насонов, Ю.И. Павлов, Н.Н. Петухов и др. – М.: МАТИ, 2005.
2. Барретт И. С., Массальский Г. Б. Структура металлов. Ч. 1, 2 / Пер. с англ. под ред. М.Л. Берштейна. – М.: Металлургия, 1984.
3. Инженерные расчеты упруго-пластической контактной деформации. – М.: Машиностроение, 1986. – 220 с.
4. Григорович В. К. Физические основы микротвердости: В кн.: Новое в области испытаний на микротвердость. – М.: Наука, 1974. – С. 21.
5. Иванова В. С., Ермишкин В. А. Прочность и пластичность тугоплавких материалов и монокристаллов. – М.: Металлургия, 1976. – 78 с.
6. Способ определения кристаллографической ориентации изделий из монокристаллов. АС № 1816814, С 30 В 33/00, 1991 г.
7. Тейлор А. Рентгеновская металлография. – М.: Металлургия, 1982. – 425 с.

Статья поступила в редакцию 10.11.08

Ольга Игоревна Ильинская родилась в 1968 г., окончила МАТИ им. К.Э. Циолковского в 1990 г. Канд. техн. наук, доцент кафедры “Двигатели летательных аппаратов и теплотехника”. Автор 12 научных работ в области машиностроения.



O.I. Il'inskaya (b. 1968) graduated from the Moscow Aviation Technological Institute n.a. K.E. Tsiolkovskii in 1990. Ph. D. (Eng.), assoc. professor of “Engines of Flying Vehicles and Thermal Engineering” department. Author of 12 publications in the field of mechanical engineering.

Владимир Николаевич Хахин родился в 1949 г., окончил МАТИ им. К.Э. Циолковского в 1971 г. Канд. техн. наук, доцент кафедры “Двигатели летательных аппаратов и теплотехника”. Автор 45 научных работ в области машиностроения.



V.N. Khakhin (b. 1949) graduated from the Moscow Aviation Technological Institute n.a. K.E. Tsiolkovskii in 1971. Ph. D. (Eng.), assoc. professor of “Engines of Flying Vehicles and Thermal Engineering” department. Author of 45 publications in the field of mechanical engineering.