

ภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และวัสดุ
คณะวิศวกรรมศาสตร์
มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์

การสอบปลายภาค ประจำภาคการศึกษาที่ 1

ปีการศึกษา 2556

วันที่ 8 ตุลาคม 2556

เวลา 09.00-12.00 น.

วิชา 237-407 Failure Mechanics and Analysis

ห้อง Robot

คำชี้แจงสำหรับนักศึกษา

1. ข้อสอบมีจำนวน 7 ข้อ (จำนวน 3 หน้า รวมไปถึงปะหน้านี้)
2. เอกสารประกอบข้อสอบ Case study: Failure Analysis of Diesel Engine Cylinder Head Bolts และข้อมูลอื่นๆ ที่เกี่ยวข้อง รวม 13 หน้า
3. ตอบคำถามลงในสมุดคำตอบ เขียนหมายเลขข้อให้ชัดเจน
4. สามารถนำเอกสารทุกชนิด และอุปกรณ์ช่วยสอบได้ทุกชนิด เข้าห้องสอบได้
5. คะแนนสอบครั้งนี้คิดเป็น 30 % ของคะแนนรวมทั้งหมด

คำชี้แจงสำหรับกรรมการจัดทำข้อสอบ และผู้คุมสอบ

1. ให้ออกสมุดคำตอบคนละ 1 เล่ม

อ. ณรงค์ฤทธิ์ โทธีรัตน์
ผู้ออกข้อสอบ

ข้อที่	คะแนนเต็ม	คะแนนของนักศึกษา
1	10	
2	10	
3	20	
4	10	
5	25	
6	15	
7	10	
คะแนนรวม	100	

แบบทดสอบการวิเคราะห์การชำรุดอย่างเป็นระบบ ปีการศึกษา 2556

I. ข้อกำหนดในการสอบ

1. สามารถนำเอกสารทุกชนิด และอุปกรณ์ช่วยสอบได้ทุกชนิด เข้าห้องสอบได้
2. จากรายงานผลการวิเคราะห์การชำรุด 1 ฉบับ

Case Study : Failure Analysis of Diesel Engine Cylinder Head Bolts

ให้นักศึกษาใช้ความรู้ด้าน Fracture Mechanics, Systematic Failure Analysis, Heat Treatment, Metallurgy, Materials Engineering, Manufacturing Process และความรู้อื่นๆ ด้านวิศวกรรมศาสตร์ อธิบายผลการวิเคราะห์ เพื่อใช้ในการตอบข้อสอบ

3. เวลา 3 ชั่วโมง ข้อสอบ มีทั้งหมด 4 กลุ่มเป้าหมาย (Materials Analysis, Process Analysis, Failure Analysis, Management & Prevention)

II. วัตถุประสงค์ในการสอบ

เพื่อให้นักศึกษาสามารถวิเคราะห์ปัญหาทั้งระบบ นำทฤษฎี มาเชื่อมโยงกับการปฏิบัติ และประยุกต์ใช้ในการอธิบายปรากฏการณ์ที่เกิดขึ้นกับชิ้นงานจริงและมองในเชิงการบริหารและจัดการได้

เหตุการณ์สำคัญ

ด้วยประเทศหนึ่งมีโครงการผลิตเครื่องจักรราคาถูกให้กับประชาชน ให้นำนโยบายให้ผู้ผลิตต่างๆ ผลิตเครื่องยนต์ด้วยต้นทุนต่ำ จะได้รับการลดภาษีจากรัฐบาลเป็นกรณีพิเศษ

บริษัทผู้ผลิตเครื่องยนต์ดีเซลบริษัทหนึ่ง ลดต้นทุน โดยการ Out source ให้โรงงานขนาดเล็กเป็นผู้ผลิตชิ้นส่วนต่างๆ ให้ โดยมีแผนประกอบเครื่องยนต์ 1,000 เครื่อง แต่ละเครื่องใช้ Bolt ขนาดนี้ จำนวน 12 ตัว ในการประกอบกับฝาสูบของเครื่องยนต์ พบว่าหลังจากประกอบเครื่อง Lo แรก 20 เครื่อง พบ Bolt ชำรุด ขณะประกอบฝาสูบ และมี Bolts ที่ส่งเข้ามาสำรองในคลังพัสดุแล้ว จำนวน 500 ตัว และสั่งให้โรงงานผู้ผลิตผลิตเพิ่มอีก 5,000 ตัว

บริษัทผู้ผลิตเครื่องยนต์ได้ส่ง Bolts ที่ชำรุด 2 ตัว ให้มหาวิทยาลัยในท้องถิ่นวิเคราะห์การชำรุด ตามเอกสาร

Failure Analysis of Diesel Engine Cylinder Head Bolts

ผู้ออกข้อสอบ : *ณรงค์ฤทธิ์ โทธรัตน์*

ให้นักศึกษาตอบคำถามดังต่อไปนี้

1. Failure Mode ของ Bolts คือ Mode ไດ ลักษณะอะไรที่เป็นตัวบ่งชี้ว่าเป็นการชำรุด Mode นี้ (10 คะแนน)
2. Root cause ของการชำรุด จากการสรุปของรายงาน คือ สาเหตุใด (10 คะแนน)
3. จากเหตุผลในข้อที่ 1 และ ข้อที่ 2 นำมาอธิบายกลไกการชำรุดเป็นขั้นตอนจนกระทั่ง Bolt ขาดออกจากกัน ของเหตุการณ์ครั้งนี้ ด้วยความรู้ด้าน Fracture Mechanics (20 คะแนน)
4. ในการผลิต Bolt ทำไมถึงใช้วิธี รีดเกลียวขึ้นรูป แทนการใช้ วิธีกลึงขึ้นรูป และเหตุผลใดต้องนำ Bolts ที่ผ่านกระบวนการ Quenching แล้ว ไปเข้าสู่การทำ Tempering และมีผลอย่างไร (10 คะแนน)
5. ท่านเป็นวิศวกรวัสดุที่ได้มอบหมายให้จัดการบริหารปัญหานี้ ท่านมีแนวทางดำเนินการกับชิ้นส่วนนี้ที่รับเข้ามาแล้ว และที่ยังไม่ผลิตไม่ให้อำนาจในลักษณะดังกล่าวโดยวิธีใดบ้าง และดำเนินการอย่างไรกับเครื่องยนต์ที่ประกอบเสร็จแล้ว (25 คะแนน)
6. บริษัทของท่าน ขอ Claim (ขอคืนสินค้า) ชิ้นส่วนดังกล่าวทั้งหมด แต่มีการโต้แย้งจากผู้ผลิตชิ้นส่วนว่า การชำรุดดังกล่าว เกิดจากผลการประกอบที่ไม่ถูกต้อง ไม่ได้เกิดจากคุณภาพของการผลิต ในฐานะท่านเป็นวิศวกรของบริษัทเครื่องยนต์ ท่านจะอธิบายข้อเท็จจริงได้อย่างไร (15 คะแนน)
7. สมมติว่าจากการตรวจสอบพบว่า Bolts ที่เหลือทั้งหมดในห้องเก็บพัสดุ มี Defect อยู่ภายใน แต่เครื่องยนต์จำนวนหนึ่งถูกปล่อยไปใช้งานแล้ว ยังไม่พบว่าเกิดการชำรุด ท่านคาดการณ์ได้หรือไม่ว่าจะเกิดการชำรุดในอนาคตหรือไม่ ถ้าจะเกิดการชำรุด น่าจะเกิดการชำรุดด้วย Mode ไດ และทำอย่างไรกับเครื่องยนต์ที่ปล่อยใช้งานแล้ว (10 คะแนน)

ผู้ออกข้อสอบ : **ณรงค์ฤทธิ์ โทธรัตน์**



Available online at www.sciencedirect.com

SCIENCE @ DIRECT®

Engineering Failure Analysis 13 (2006) 826–834

1/13

**ENGINEERING
FAILURE
ANALYSIS**

www.elsevier.com/locate/engfailanal

Failure analysis of diesel engine cylinder head bolts

Zhiwei Yu, Xiaolei Xu *

Institute of Metal and Technology, Dalian Maritime University, Dalian 116026, PR China

Received 20 January 2005; accepted 20 February 2005
Available online 10 May 2005

Abstract

This paper presents a failure analysis on diesel engine cylinder head bolts used in truck. The fracture occurred at the smooth rod and threaded end of the bolts when initial tightening. Fractographic and metallurgical studies indicate that the fracture surfaces and microstructure of two failed bolts exhibit similar features. The fracture surfaces show cleavage and quasi-cleavage features. Observations on longitudinal section of the failed bolts show that tens of radial cracks are distributed periodically in the centre zone of the rod along the axial orientation, which should exhibit plate-like morphology of three dimensions. The appearance of the radial plate-like cracks on the rod makes the effective loading area of the bolt decrease so that the bolts occurred the brittle fracture at weakest region with the longest crack when initial tightening. The presence of the carbon segregation and metallurgical inclusions cluster regions in the centre zone of the rod of the bolt should be responsible for the formation of the cracks. Unsuitable smelting and casting technology resulted in the formation of the carbon segregation and inclusion cluster regions.
© 2005 Elsevier Ltd. All rights reserved.

Keywords: Cylinder head bolt; Cleavage and quasi-cleavage; Carbon segregation; Failure analysis

1. Introduction

The bolt materials are usually made of high strength steel which has inherently low toughness. The toughness can be further degraded in service by temper embrittlement [1,2]. In the present paper, failure of the diesel engine cylinder head bolts used in truck was investigated.

Two cylinder head bolts (No. 1 and No. 2) made of 42CrMo steel were fractured when initial tightening other than in service.

* Corresponding author. Tel.: +86 0411 84729613; fax: +86 0411 84728670.
E-mail address: xxiaolei@dlmu.edu.cn (X. Xu).

The standard steps involved in the fabrication of the cylinder head bolt are given as follows: cold working (drawing) → quenching (840 °C) → tempering (450–500 °C, 2.5 h).

The paper describes the detailed metallurgical investigation and careful fractographic analysis on the failed bolts. The possible failure causes were assessed.

2. Investigation methods

The microstructure examination of transverse and longitudinal sections was conducted by scanning electron microscopy (SEM) on a Philips XL-30 scanning electron microscope. The micro-composition in various zones was determined by energy dispersive X-ray spectrometer (EDX). Micro-hardness ($HV_{0.5}$) profiles along the radial direction were conducted. The fractured surfaces were analyzed by visual and SEM observation to study the failure mechanism.

3. Observation results

3.1. Macroscopic features

The failed bolts are shown in Fig. 1. For bolt No. 1, the fracture had taken place on the smooth rod other than the threaded end although it is not the position bearing the greater stress. According to the friction trail by initial tightening, the fracture took place when initial tightening to the third thread and there is no friction trail on the contact surface of the head. It indicates that the bolt No. 1 had fractured as bolts were not tightened up. For bolt No. 2, the fracture had take place at the 18th thread. According to the friction trail by initial tightening, the initial tightening position should be the 16th thread, usually which should

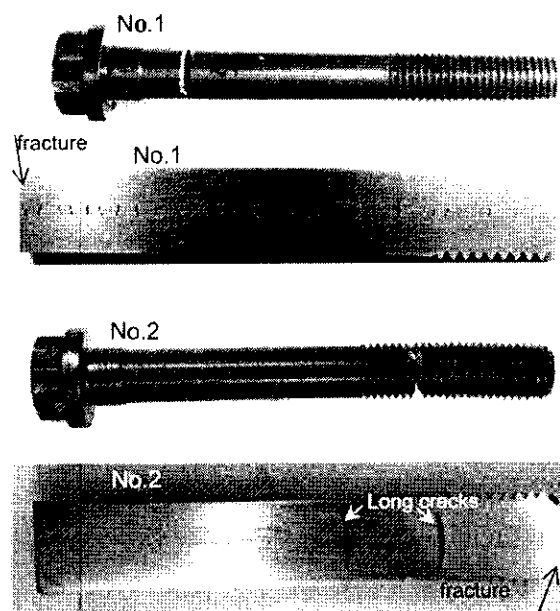


Fig. 1. Failed bolts and longitudinal section showing radial cracks.

3/13

be the normal initial position. It is indicated that both bolts did not fracture at the position with the greatest stress. It is suggested that the tensile strength of the bolts at the fracture position are very low.

The longitudinal sections of the fractured bolts show similar characteristics that tens stripe of the radial cracks appear in the centre region of the rod along the axial orientation (Fig. 1). For bolt No. 1, 38 strips radial cracks 1.5–2.0 mm long are distributed on the rod in an almost equal distance. The crack at the fracture should be the longest crack. For bolt No. 2, there are two strips crescent-like long cracks (at arrows). From the distance between the long cracks and the distance of the fracture surface from the long crack, it can be inferred that the length of the crack at the fracture is equal to that of both cracks. Fourty four strips short radial cracks about 1 mm long are distributed homogeneously in the centre region. All the cracks, no matter long or short, exhibit plate-like morphology in three dimension. If the longitudinal sections were etched by HNO_3 , it can be found that there is a dark band along axial orientation in the centre of the rod.

Macrograph of the fracture surfaces of the failed bolts are shown in Fig. 2. There is no plastic deformation on the fractures and 45° shear lip can be observed on the outer fringe zone of the fractures. It can be seen that the fractures exhibit radiative patterns (Fig. 2). According to the extending trail of the fracture, it can be determined that the crack initiated from the centre zone and radially propagated toward the outer zone.

3.2. Microscopic features

A penetrating investigation of fracture surfaces in various regions was performed by SEM. Similar microscopic features were seen. The fractures mainly show brittle cleavage and quasi-cleavage features (Figs. 3(a) and (b)). It should be noted that intergranular brittle fracture morphology appears on the local zone of the fracture centre for bolt No. 1 (Fig. 3(c)), which may result from the P and other impurity elements segregation at the grain boundary [1].

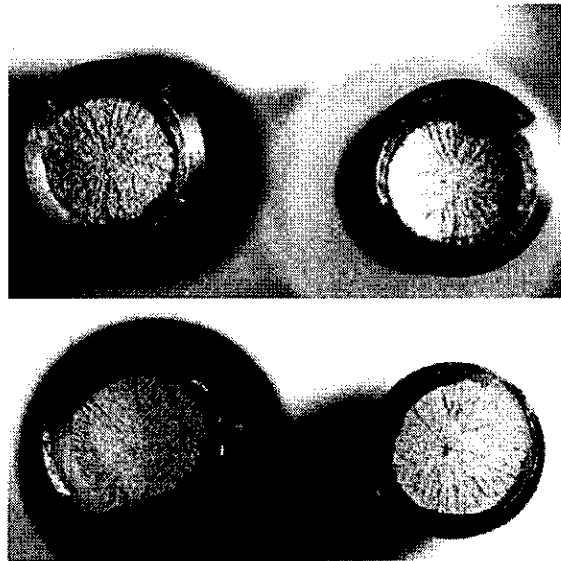


Fig. 2. The fracture surfaces of the failed bolt.

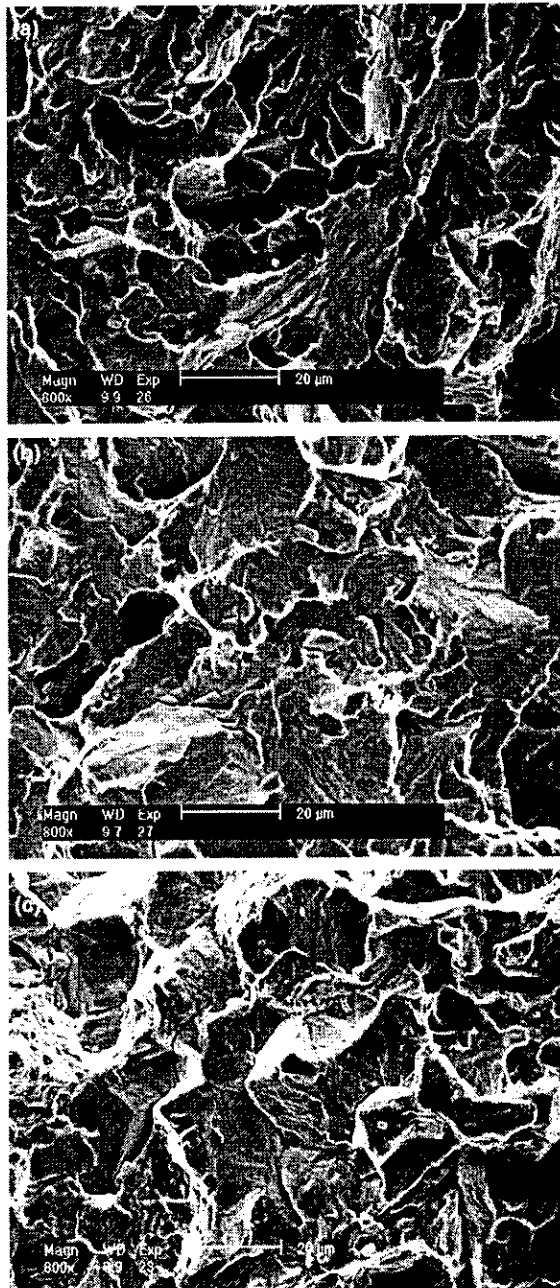


Fig. 3. SEM fractographs of the failed bolts: (a,b) cleavage and quasi-cleavage patterns (No. 1, No. 2), (c) intergranular morphology (No. 1).

3.3. Microstructure

Longitudinal and transverse microstructure at various locations of the bolts revealed a tempered sorbite (Fig. 4). This type of microstructure is expected from this grade of steel [3].

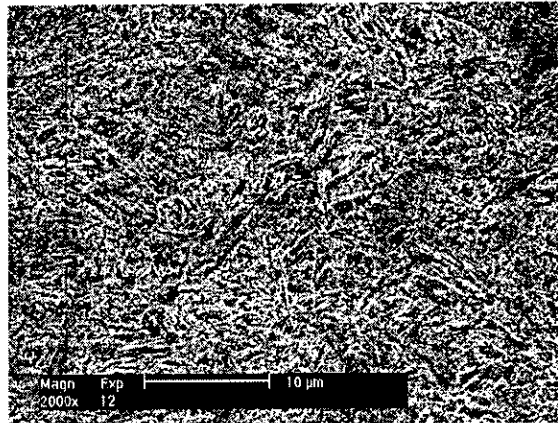


Fig. 4. Microstructure of the material of the failed bolt.

A lot of intergranular and network micro-cracks appear in the zone of the crack tip (Fig. 5), which were formed during quenching.

In Fig. 6, stringers of elongated inclusions in the material of the bolts are observable in the region between the cracks. These were revealed to be the MnS through EDX analysis (Table 1). MnS inclusions are frequently found elongated along the longitudinal direction in a drawn component.

Additionally, point-like metallurgical defects can be observed around the cracks, the composition examination of which shows that they are Al₂O₃ inclusions (Table 1).

The micro-morphology of the cracks was observed by SEM. It can be seen that there are shorter cracks (at arrows) between the cracks 1.5–2.0 mm long by visual for bolt No. 1 (Fig. 7). Both ends of the longer crack are sharper (Fig. 8), which are the same for bolt No. 2.

3.4. Chemical analysis

The chemical composition in the centre zones corresponding to the axial dark zone and the fringe zone of longitudinal section was determined by EDX, which are shown in Table 1. It can be seen that the

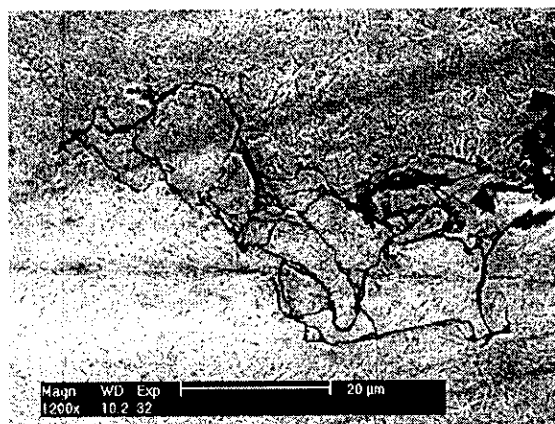


Fig. 5. Micro-cracks and network cracks.

6/13

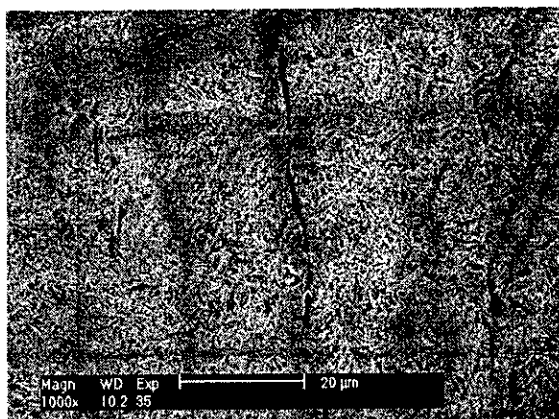


Fig. 6. MnS inclusions morphology.

Table 1
Chemical composition of bolt material and inclusions (wt%)

No.	Region	C	Si	Mo	Cr	Mn	O	Al	S	P	Fe
1	Fringe	0.38	0.25	0.23	1.00	0.62	-	-	-	-	Balance
	Centre	0.57	0.29	0.17	1.00	0.58	-	-	-	-	Balance
2	Fringe	0.42	0.36	0.17	0.97	0.71	-	-	-	-	Balance
	Centre	0.61	0.22	0.21	0.93	0.72	-	-	-	-	Balance
1	Elongated defect	1.56	-	-	0.68	51.53	-	-	29.97	-	16.26
1	Point defect	-	-	-	-	-	43.56	49.59	-	-	6.85
Specified		0.38–0.45	0.20–0.40	0.15–0.25	0.90–1.20	0.50–0.80	-	-	≤0.04	≤0.04	Balance

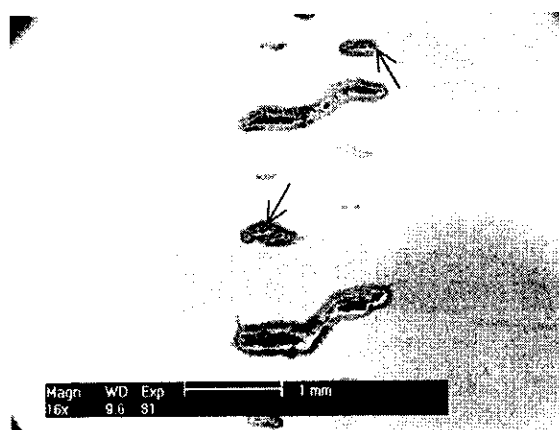


Fig. 7. SEM observation on the cracks (No. 1).

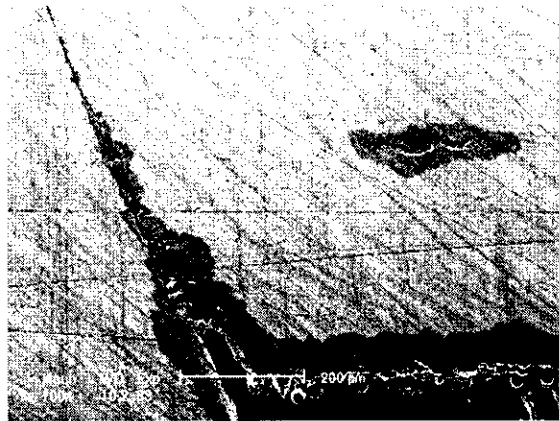


Fig. 8. Micro morphology of cracks (No. 1).

composition in the fringe zone for both bolts is within the specified range. However, in the centre zone the content of the carbon is more than that of the specified range. It is suggested that carbon segregation in the centre zone of the bolt occurs, which is agreement with the appearance of the longitudinal or axial dark zone in the centre of the bolt etched by HNO_3 .

3.5. Hardness examination

The average macro-hardness of the failed bolts was conducted to be, respectively, 39.5 and 39.0, which correspond to the specified range (HRC 39–44). The microhardness ($HV_{0.5}$) profiles along radial direction on the longitudinal section of the bolts were measured (Fig. 9). It is clear that, despite some scatter, higher micro-hardness zone can be found for both failed bolts, which should correspond to the dark zone in the centre of the bolt. Appearance of the higher microhardness zone may result from the carbon segregation.

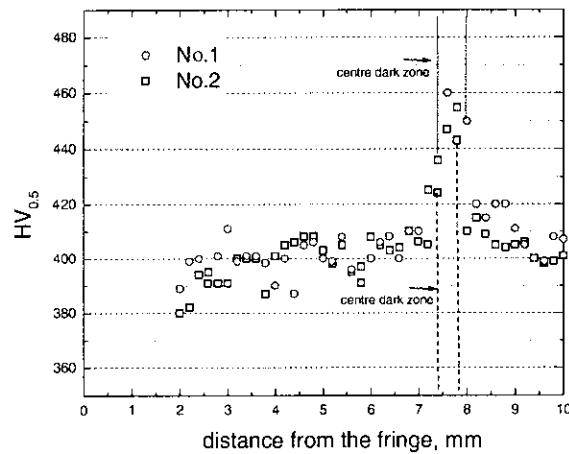


Fig. 9. Micro-hardness profiles of radial direction on the longitudinal section.

4. Analysis on the failure causes

4.1. Fracture position

From the observation and examination in Section 3, it is inferred that the composition, microstructure of the material are within the technical specification. However, tens of the radial plate-like cracks were distributed periodically in the centre of rod zone. Among the cracks, the crack corresponding to the fracture should be one of the longest radial crack. The strength factor of stress field (K_I) is maximum at the tip of the long crack when initial tightening, so the fracture took place at the longest radial crack.

4.2. Formation of the crack

According to the morphology and arrangement of the radial cracks on the longitudinal section of the failed bolts, the formation of the cracks is related to the cold drawing technology before heat treatment.

The diagrammatic sketch of force acting on the drawn rod and axial tensile stress profile along the axial direction of the drawn rod is shown in Fig. 10, three forces are acted on the rod: the tensile force at the ahead end of the rod, P ; normal compressive force, N and surface friction, F by mould. Three forces make the drawn rod bear three-dimensional stress state, which are axial tensile stress, radial and circumferential compressive stress. According to the theory of plastic deformation process, axial tensile stress in the centre zone is greater than that in the fringe zone. However, the presence of the carbon segregation and metallurgical inclusions in the centre zone of the rod reduce intensely the plasticity of the material so as to the radial plate-like cracks formed in centre zone of the drawn rod.

With the initiation and propagation of the radial long crack the tensile stress would be relaxed. However, the tensile stress would increase again with continuous drawing. When the stress in the local region attained to the strength limit at this position, the new crack formed again. The long or short radial cracks are distributed periodically in the centre zone of the rod along the axial orientation. Long crack had formed before short cracks appeared.

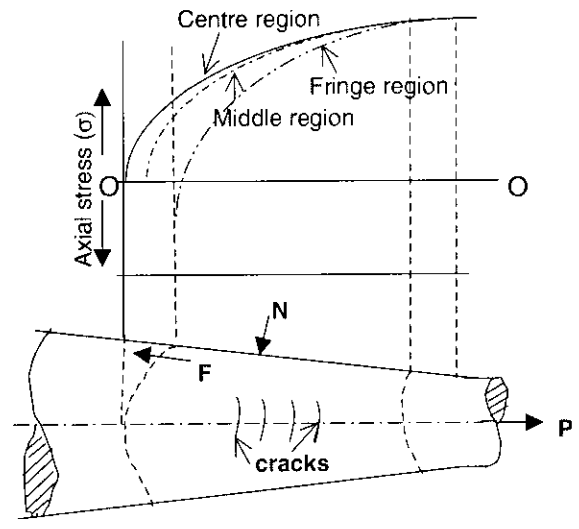


Fig. 10. Diagrammatic sketch of force acting on the drawn rod and axial tensile stress profile.

When quenching, the stress concentration around cracks tip would lead to the formation of the network quenching micro-cracks. The original cracks would propagate further and their tips would become sharper. The presence of the long and short cracks in the centre zone reduces the effective loading area of the bolt. So shearing fracture would take place at the weakest position with longest crack when initial tightening.

The appearance of carbon segregation and the inclusions cluster regions in the centre of the rod should be attributed to the unsuitable metallurgical process (smelting and casting).

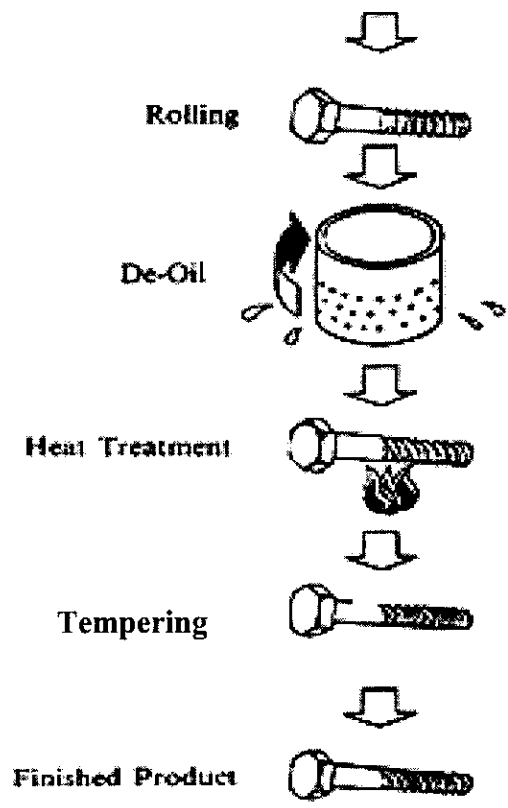
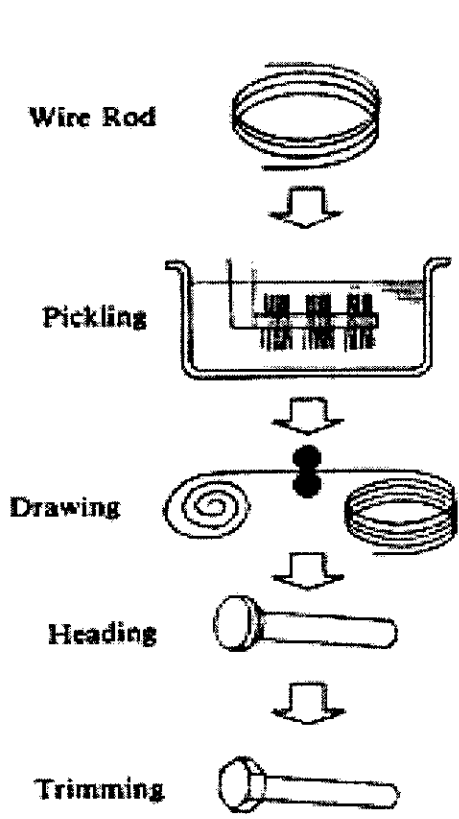
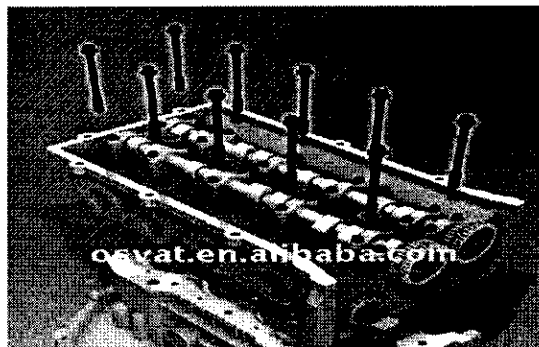
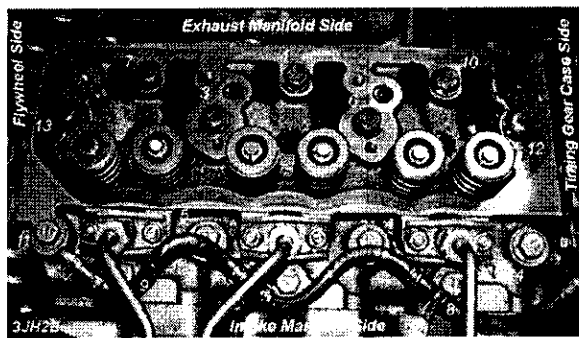
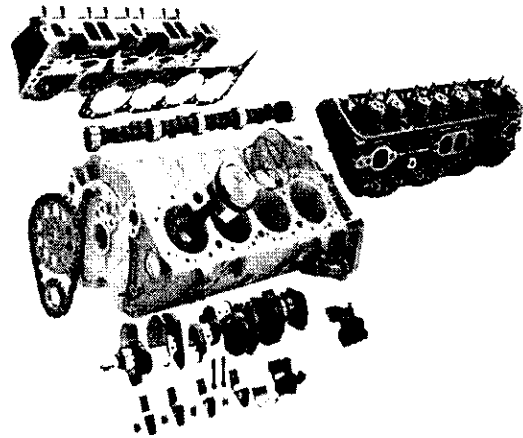
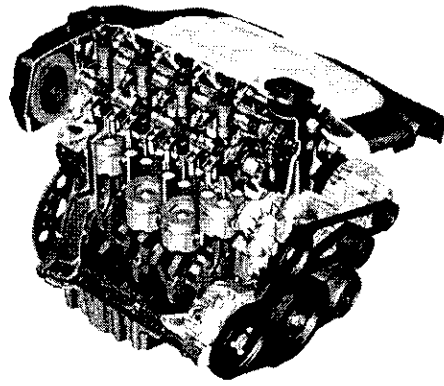
5. Conclusions

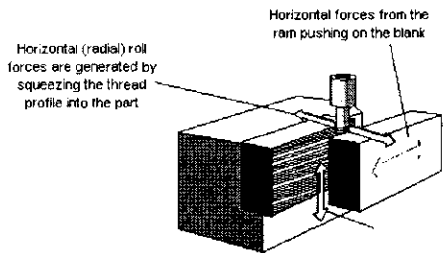
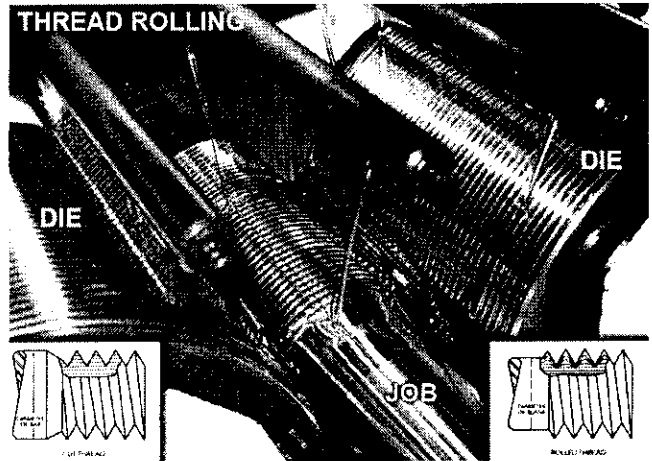
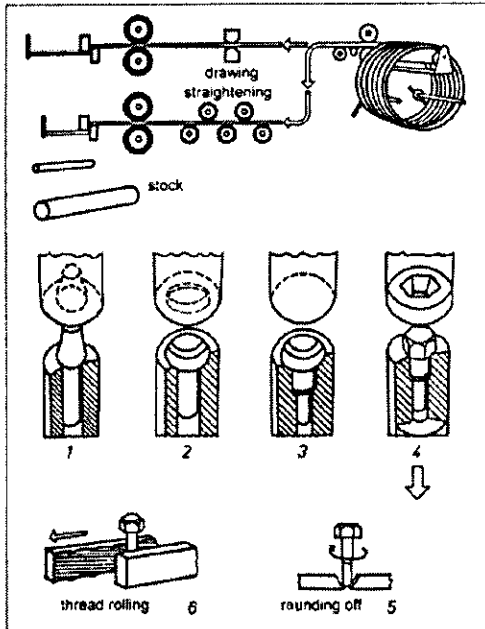
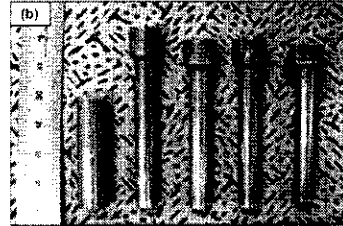
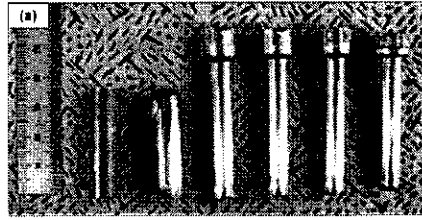
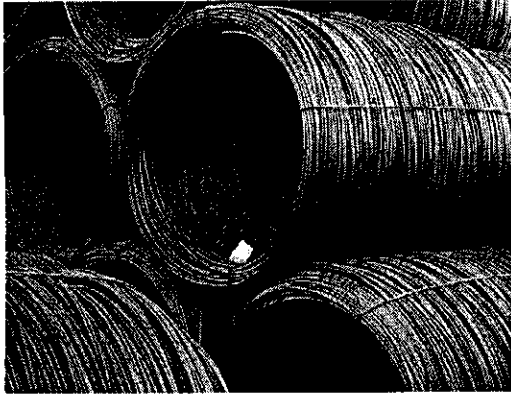
1. Tens of long and short radial cracks are distributed periodically in the centre region of the bolt along the axial orientation, which exhibit plate-like morphology of three-dimensions. The presence of the cracks in the centre of the rod reduces the effective loading area of the rod so that the fracture took place in the weakest position with the longest crack when initial tightening. The brittle cleavage and quasi-cleavage is the main failure mechanism of the bolts.
2. The presence of the carbon segregation and inclusion cluster regions makes the ability of the plastic deformation of the materials decrease in the centre of the rod to result in the formation of the radial cracks during drawing process.
3. The unsuitable smelting and casting technology should be responsible for the appearance of the carbon segregation and inclusions cluster regions.

References

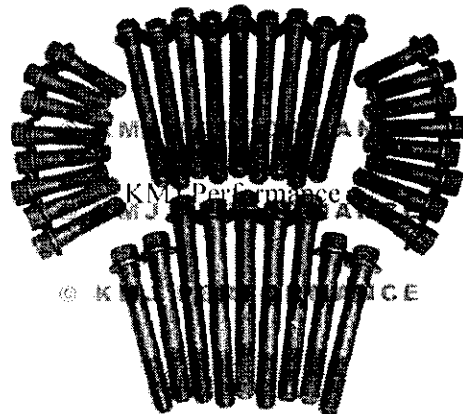
- [1] Chowdhury Sandip Ghosh, Kumar Pravesh, Das Swapan K, Bhattacharya DK, Parida N. *Eng Fail Anal* 2001:521–8.
- [2] Yu J, McMahon Jr CJ. *Metall Trans A* 1980;11A:277.
- [3] ASM handbook, vol. 1, 10th ed. Metals Park (OH), USA: ASM; 1990.

10/13





Vertical (axial) roll forces are generated when the profiles formed by the two dies do not match (improper die alignment)



□ **คุณลักษณะทั่วไป (General Characteristics)**

ส่วนผสมทางเคมี (%wt.)	C	Si	Mn
	0.38-0.45	0.10-0.40	0.60-0.90
	Cr	Mo	S
	0.90-1.20	0.15-0.30	0.020-0.040
AISI	4140H		
JIS	SCM 440H		
DIN	1.7225 / 42CrMo4		
สภาพจำหน่าย	ชุบแข็งและอบคืนตัว 28-33 HRC		
ชุบอินดักชัน	ผิวแข็ง 55-60 HRC		

7225 จัดเป็นกลุ่มเหล็กกล้าผสมต่ำความแข็งแรงสูงที่มีส่วนผสมของโครเมียมและโมลิบดีนัมเป็นส่วนผสมสำคัญ เพื่อช่วยเพิ่มความแข็งแรง และความทนต่อแรงกระแทกที่อุณหภูมิต่ำจำหน่ายในสภาพผ่านการชุบแข็งและอบคืนตัว แล้ว จึงมีความสะดวกและเหมาะสมต่อการชุบแข็งผิวเพื่อเพิ่มความแข็งเฉพาะผิวได้เป็นอย่างดี ข้อควรระวังสำคัญของเหล็กเกรดนี้คือไม่ควรใช้งานที่อุณหภูมิสูงเกินกว่า 480°C เนื่องจากความแข็งแรงจะลดลงอย่างรวดเร็ว นอกจากนี้การใช้งานหรือการอบตัวในช่วงอุณหภูมิ 230-270°C ของเหล็กเกรดนี้เหล็กอาจเกิดปัญหาจาก "บรูบริทเทิลเนส" ซึ่งทำให้เหล็กมีความเหนียวแก่ลง

○ **คุณลักษณะเด่น (Significant Characteristics)**

- มีความแข็งแรงสูงมาก
- ต้านทานต่อการล้า (fatigue) ได้ดี
- ต้านทานต่อการสึกหรอได้ดี
- ความสามารถในการชุบขึ้นรูป (Forgeability) ดีมาก
- มีความเหนียวแกร่ง (Toughness) ดี
- ความสามารถในการตัดกลึงพอใช้
- ความสามารถในการเชื่อมไม่ดี
- ต้านทานการสูญเสียปริมาณคาร์บอนที่ผิวได้ปานกลาง
- ชุบแข็งง่ายสามารถทำการชุบแข็งซ้ำได้
- สามารถชุบแข็งให้มีความแข็งได้ 55-60 HRC
- สามารถชุบอินดักชันได้ดี
- สามารถทำไนไตรดิงได้ ให้ผิวแข็งประมาณ 650 HV
- สะดวกต่อการชุบผิวแข็ง เช่น อินดักชัน หรือไนไตรดิง
- สามารถประยุกต์ใช้ทำแม่พิมพ์ได้ในบางกรณี

□ **คุณสมบัติทางกล (Mechanical Properties)**

○ **สภาพชุบแข็งและอบคืนตัว (Hardened and Tempered)**

∅ (mm)	0.2%Y.S. (N/mm ²)	U.T.S. (N/mm ²)	Elong. (%)	K.V. (J)	Hard. (HB)
0<D≤16	≥ 900	1100-1300	≥ 10	≥ 30	323-380
16<D≤40	≥ 750	1000-1200	≥ 11	≥ 35	295-352
40<D≤100	≥ 650	900-1100	≥ 10	≥ 35	266-323
100<D≤160	≥ 550	800-950	≥ 13	≥ 35	238-280
160<D≤250	≥ 500	750-900	≥ 14	≥ 35	220-266
250<D≤500	≥ 460	690-840	≥ 15	≥ 38	204-250
500<D≤750	≥ 390	590-740	≥ 16	≥ 38	172-219

○ **การรับรองในสภาพจำหน่าย (Guaranteed)**

0.2%Y.S. (N/mm ²)	U.T.S. (N/mm ²)	E.L. (%)	R.A. (%)	KV (J)
≥ 568	720-785	≥ 18	≥ 35	≥ 42

○ **ขนาดเกรน (Grain Size)**

ตามมาตรฐาน ASTM E 112 : ≥ 5

สภาพจำหน่าย : รับประกันค่าการทนต่อพลังงานกระแทก

(Impact energy) ≥ 27 จูล ที่อุณหภูมิ - 60°C

□ **คุณสมบัติทางกายภาพ (Physical Properties)**

คุณสมบัติ	อุณหภูมิทดสอบ			
	100°C	200°C	400°C	600°C
การนำความร้อน Thermal Conductivity (W/m-K)	42.7	42.3	37.7	33.1
สัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อนระหว่าง 20°C ถึง 20°C ของ Coefficient of thermal expansion between 20°C to (µm/m-K)	100°C	200°C		
	12.3	12.7		
	400°C	600°C		
	13.7	14.5		
ความจุความร้อนจำเพาะที่ 20°C Specific heat at 20°C (J/g°C)	0.473			
ความต้านทานไฟฟ้าที่ 20°C Electric resistance (µΩ-m)	0.222			
ความหนาแน่น Density (g/cm ³)	7.85			
สภาพทางแม่เหล็ก Magnetizability	ซึมซับ			

○ **การใช้งาน (Applications)**

7225 สามารถนำไปใช้งานสำหรับชิ้นส่วนเครื่องจักรกลที่ต้องการความแข็งแรงสูง เช่น เฟลาข้อเหวี่ยง ข้อต่อกันพวงมาลัย เฟลาล้อ ก้านสูบ ดอกสว่านเจาะบ่อน้ำมัน ชิ้นส่วนปั้มน้ำ ท่อทนแรงดันสูง เฟืองเครื่องจักรขนาดใหญ่ หน้่างาน ประแจ ปากกัจับ



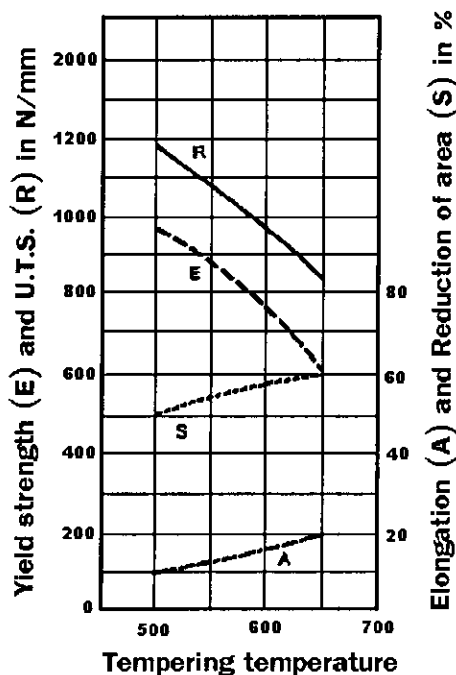
ชิ้นงาน และยังมีผู้ใช้ทำชิ้นส่วนรถไฟ เฟลาเครื่องจักร แกนกลาง เครื่องอัด แร่ของแม่แรงไฮโดรลิก เฟืองเครื่องจักรขนาดใหญ่ สกรูและน็อตสำหรับอุตสาหกรรมน้ำมัน รวมทั้งชิ้นส่วน เครื่องจักรกลที่ต้องการความแข็งแรงสูงอื่น ๆ

การอบชุบความร้อน (Heat Treatments)

ตารางที่ 1 กระบวนการอบชุบทางความร้อน

การอบอ่อน	อุณหภูมิ (°C)		การเย็นตัว	
		845-870		ในเตา
การอบปกติ	อุณหภูมิ (°C)		การเย็นตัว	
		840-880		ในอากาศ
การชุบแข็ง	อุณหภูมิ (°C)	สารชุบ	ความแข็ง	
	820-860	น้ำ, น้ำมัน	55-60 HRC	
การอบคืนตัว	อุณหภูมิ (°C)		เวลา	ความแข็ง
	175-230		≥ 30 นาที	55 HRC

Tempering Curves



รูปที่ 1 การอบคืนตัวของเกรด 7225

การขึ้นรูปและการแปรรูป (Processing)

การชุบแข็งผิว (Surface Hardening)

เกรด 7225 จำหน่ายในสภาพผ่านการชุบแข็งและอบคืนตัวแล้ว จึงมีความสะดวกต่อการเพิ่มความแข็งแรงผิวโดยวิธีการชุบ

แข็งผิว ซึ่งสามารถทำได้ทั้งวิธีการชุบแข็งผิวด้วยเปลวไฟ (Flame) และวิธีชุบอินดักชั่น (Induction) ซึ่งจะทำให้ผิวของเหล็กมีความแข็งขึ้น สามารถต้านทานต่อการสึกหรอและการล้าได้ดี สำหรับการชุบแข็งผิวเพื่อเพิ่มความต้านทานต่อการสึกหรอ ในกรณีที่มีภาวะกรรมเกิดขึ้นไม่สูงมากนักอาจชุบให้มีระดับความลึกของผิวแข็งประมาณ 0.13-0.64 มม. ได้ แต่ถ้ามีภาวะกรรมเกิดขึ้นอย่างรุนแรงควรชุบให้มีระดับความลึกของผิวแข็งประมาณ 6.3 มม. หรือมากกว่านั้น

ในกรณีที่ต้องการเพิ่มความต้านทานต่อการล้าควรชุบให้มีระดับความลึกผิวแข็งในช่วง 3.2-12.7 มม. หรือมากกว่านั้น

การทำไนไตรดิง (Nitriding)

การทำไนไตรดิง 7225 จะช่วยเพิ่มความต้านทานต่อการขีดสีและความต้านทานต่อการล้าให้กับชิ้นส่วนเครื่องจักรกล เช่น เฟลา ได้ประมาณ 30% ในการทำไนไตรดิงเหล็กจำเป็นต้องผ่านการชุบแข็งและอบคืนตัว และผ่านการขบวนการกลึงขั้นสุดท้าย (Finishing) มากแล้ว โดยทั่วไปการทำไนไตรดิง สามารถทำได้ 4 วิธี ดังนี้

- ไนไตรดิงในอ่างเกลือ อุณหภูมิ 520-570°C เวลา 2 ชม.
- แก๊สไนไตรดิง อุณหภูมิ 450-480°C เวลา 15-30 ชม.
- ผงโลหะไนไตรดิง อุณหภูมิ 500-570°C เวลา 3-5 ชม.
- พลาสมาไนไตรดิง อุณหภูมิ 400°C ถึง 600°C

7225 เหมาะกับการทำไนไตรดิงด้วยแก๊สแอมโมเนีย ซึ่งจะให้ผิวที่บางแข็งซึ่งผิวนอกจะเกิดเป็นเอปซิลอนไนไตรด์เมื่อผ่านการทำไนไตรดิงแล้วผิวเหล็ก 7225 จะมีความแข็งประมาณ 650 HV

การเคลือบผิวแข็งโครเมียม (Hard-Chromium Plating)

7225 สามารถทำการเคลือบผิวแข็งโครเมียม (ชุบฮาร์ดโครม) ได้ เมื่อทำการเคลือบผิวเสร็จแล้วจะต้องทำการอบคืนตัวที่อุณหภูมิ 180-260°C เป็นระยะเวลา 4-6 ชั่วโมง เพื่อลดความเสี่ยงต่อการเกิดความเปราะเนื่องจากการมีไฮโดรเจนในโครงสร้าง (Hydrogen Embrittlement)

