

《論 文》

용융염 침적법에 의한 VC coating 금형강의 굽힘 피로강도에 관한 연구

이병권* · 남태운

인천기능대학 금속학과, 한양대학교 금속재료공학과

A study on the Bending Fatigue Strength of Die Steels coated with VC(Vanadium Carbide)by Immersing in Molten Borax Bath

B. K. Lee, T. W. Nam

Dept. of Metal, Incheon Industrial Masters'college
Dept. of Metallurgical & Material Engineering, Han Yang University

ABSTRACT

Bending fatigue strength tests were made for VC coated die steels which were coated by immersing in a molten borax bath and for hardened die steels which were quenched and tempered, in order to clarify the effect of VC coating at 1000°C and 1025°C. The material used in this investigation was a representative cold and hot die steels STD11, STD61.

The results obtained are as follows.

- 1) The endurance limit of VC coated die steels was a little lower than that of hardened die steels. It is considered to be mainly due to the decrease of hardness in the substrates. Accordingly, the endurance limit recovered almost to the level of hardened die steels by an additional diffusion treatment.
- 2) The initiation point of fatigue fracture of VC coated die steels in reversed bending was on the substrate just under the VC layer. Hence, the endurance limit is corrected to the hardness of this part.
- 3) But, there is a considerable scatter in this relationship and the endurance limit of VC coated die steels was a little lower than that of hardened die steels with equal hardness. These results suggest that the fatigue strength of VC coated die steels is determined not only by the hardness but also by other factors. For example, the residual stress in the substrate just under VC coating layer is one of the factors besides hardness which is mainly related to the retained austenite(γ_R)

1. 서 론

탄화물 coating 방법으로써 용융염(molten borax bath) 침적법¹⁻¹⁰⁾은 CVD(chemical vapor deposi-

tion)법, PVD(physical vapor deposition)법과 함께 주목되고 있는 표면 처리 기술이다.

이 방법으로 탄화물을 coating한 금형용강은 내마모성, 내소부성이 우수할 뿐만아니라 모재와의 결합력이

강해 내박리성(밀착력)이 뛰어나므로 CVD법과 함께 사용조건이 가혹한 냉간 press 및 단조등의 금형에 널리 이용되고 있다.

탄화물층은 경합과 동시에 수 μm 의 탄화물층을 형성시키기 위해 수 시간 동안 침적해야 한다. 내피로성이 요구되고 있는 부품으로 적용되기 위해, 이러한 긴 침적시간(유지시간)이 탄화물 coating 금형강의 피로강도 특성에 어떤 영향을 미치는지 그 특성을 충분히 파악하지 않으면 안된다.

그러나 이러한 금형용강에 대한 피로강도에 대한 연구 보고는 新井透¹¹⁾ 등에 의해 발표되는 정도로 적으며 표면처리(침탄, 고주파, 질화)강이나 켈칭 템퍼링강 등과의 피로강도를 비교한 연구 보고^{12,13)}가 약간 발견되는 정도로 탄화물 coating강의 피로과거 거동은 충분히 알려져 있지 않다.

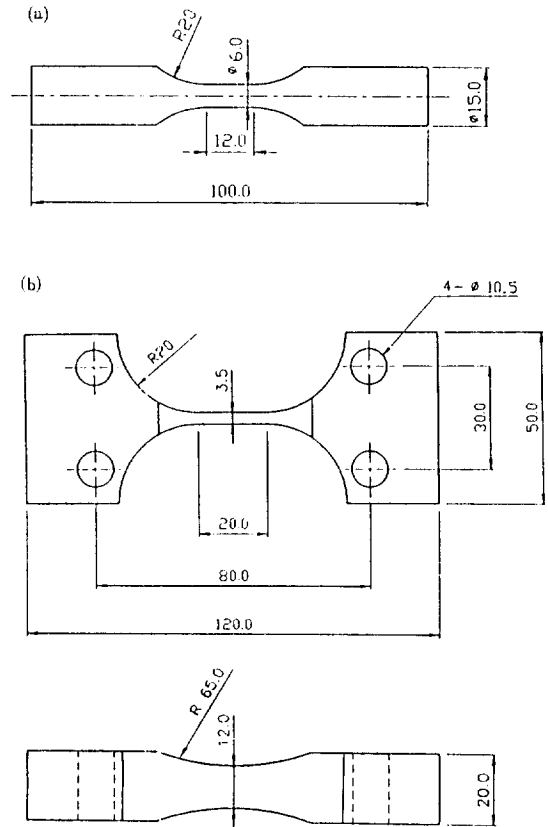
본 논문에서는 용융염 침적법에 의한 2종의 강, 즉 STD11, STD61 금형용강에 VC(vanadium carbide) coating하여 그 피로 강도를 조사하고 켈칭, 템퍼링재와 비교하는 동시에 피로균열 발생 위치를 관찰함으로써 VC coating 금형용강(STD11, STD61)의 피로과거 거동에 관하여 조사한 것이다.

2. 실험 방법

2. 1. 시편준비

본 실험에서 모재로 사용한 시험편은 대표적인 냉간 금형용강 STD11과 열간 금형용강 STD61강종으로 원자흡수분광법(Atomic Absorption Spectrometry)으로 측정된 화학성분은 Table 1과 같으며 S-N

Curve를 구하기 위한 시편을 Fig. 1과 같이 $\phi 15\text{mm}$ 평형부 12mm의 회전굽힘피로 시편(a)를 제작하였다. 또 피로균열 발생 상황을 관찰하기 위한 시편은 Fig. 1의



(a) Rotating bending fatigue specimen.
(b) Two dimensional model bending fatigue specimen.

Fig. 1. Shape and dimensions of fatigue specimens.

Table 1. Chemical Compositions of Material(wt%)

Material	Size	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	W	Co
STD11	15 ^φ	1.42	0.33	0.40	0.025	0.003	11.81	0.85	0.24	—	—
	20 ^t	1.46	0.33	0.42	0.024	0.002	11.68	0.83	0.25	—	—
STD61	15 ^φ	0.34	1.02	0.43	0.023	0.012	5.14	1.31	0.82	—	—
	20 ^t	0.36	1.04	0.42	0.025	0.014	5.16	1.26	0.86	—	—

15^φ : Rotating bending specimen, hardened and VC coated.

20^t : Two dimensional model specimen VC coated.

(b)에 나타난 최소단면부 3.5mm×12mm의 모래시계형으로 된 2차원 시편을 준비하였다.

시편은 기계가공 후 평형부를 emery paper #1500으로 마감한 후 버프연마하여 VC coating처리 및 그 밖의 열처리를 하였으며 chuck부를 연마하여 변형을 보정하였다.

또 2차원 시편의 경우는 시험부의 폭을 3.8mm로 기계가공 한 후 VC coating처리한 다음 전후면을 0.2mm 연삭하여 상하면, 즉 반경 65mm원호면만 VC coating층이 되도록 하였다. 또 연삭면은 그 후 피로균열 관찰이 용이하도록 diamond paste를 사용하여 버프연마하였다.

2. 2. VC coating용융 봉사육의 조성과 열처리

VC coating 처리는 전기로(JEIL FCE CO, Model SHTF)에서 내열강으로 제작된 Pot(160φ×350h)를 사용하여 봉사($\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$)와 층형성원소(Surface forming element)인 V_2O_5 (순도 99%, 1000mesh)와 환원제인 B_2C (99%, 600mesh)를 Pot에 80:15:5의 wt% 비율로 첨가용융시켜 VC coating 처리하여 Oil퀵칭한 후 템퍼링하였다.

일반적인 경화를 위한 가열은 염화바륨(BaCl_2)을 주성분으로 한 고온염욕을 사용하여 Oil퀵칭한 후 템퍼링 하였다.

STD11의 템퍼링은 두가지 온도, 즉 180°C, 1hr, 1회 실시 및 530°C, 1.5hr, 2회 실시하였으며 STD61의 템퍼링은 600°C에서 1.5hr, 2회 실시하였다.

일부재료는 VC coating 처리한 후 VC coating 처리와 똑같은 온도조건하에서 VC층과 모재사이의 경도저하를 회복시키기 위한 확산처리(Subsequent diffusion soaking)를 진공로(DEGUSSA Type VKUQgr)를 사용하여 6.0×10^{-4} torr 진공도에서 2.0bar의 N_2 gas를 이용하여 N_2 gas furnace cooling하였다. 위의 처리조건은 Table 2와 같다.

2. 3. 경도측정, 결정립도, VC coating층 및 조직관찰

경도측정은 Micro Vickers 경도계(TUKON, PAGE WILLSON CO.)와 장동기록계(WILLS-ON printer)

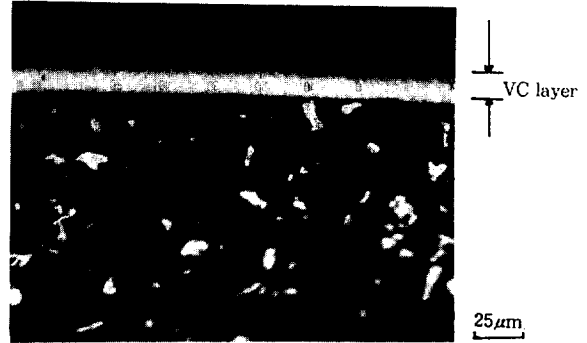


Photo. 1 MiCrostructure of VC coated specimen.
(STD11 1025°C, 8hr, 180×1hr tempering)

를 사용하여 하중 500gf로 행하였다.

결정립도를 조사하기 위해 시편을 5% pical+1% HCl용액과 5% FeCl_3 수용액에서 부식시켜 결정립도 No.는 JIS에 규정한 것으로 Table 2에 나타냈다.

VC coating처리한 조직중의 하나를 Photo. 1에 나타냈으며 coating층의 두께 및 조직관찰은 SEM 및 광학현미경(optical microscope, Union Co. Model MCB-1)으로 조사하였다. 이때 부식액은 10% Nital을 사용하였다.

2. 4. 피로시험

S-N 곡선을 구하기 위한 피로시험은 회전굽힘시험기(rotary bending fatigue tester ; Shimadzu Seisakusho Ltd. Model CM226-046, max bending moment 10kg·m)에서 회전수 3400rpm 으로 행하였다. 또 시험 후 파면관찰은 SEM으로 파괴기점을 조사하였다.

피로균열의 발생 상황을 관찰하기 위해 2차원 시편을 사용한 피로시험은 비트림굽힘피로시험기(Twisting bending fatigue tester ; ShimadzuSeisakusho Ltd. model TB-10B, Capacity ; 10kg·m)로 2000cpm에서 피로시험을 행하였다. 이 시편의 피로균열 관찰은 광학현미경을 사용하였다.

2. 5. 잔류응력과 잔류 Austenite량의 측정

VC coating처리와 확산처리 후 각각의 시편에 대한

Table 2. Treatment Condition, Hardness & Grain Size Number

Material	lot.	Treatment condition				Hardness (HV)	Grain size number
		Treatment	VC coating or austenitizing temp.(°C) & holding time(hr)	Kind of Cooling	Tempering temp. (°C)		
STD11	a	Hardening	1000°C * 1/2hr	OQ	180°C * 1hr	724	10
		VC coating	1000°C * 4hr	OQ	180°C * 1hr	730	9
		VC coating	1000°C * 8hr	OQ	180°C * 1hr	746	9
		VC coating & subsequent diffusion coating	1000°C * 8hr 1000°C * 4hr	OQ NC	180°C * 1hr 180°C * 1hr	763	9
	b	Hardening	1025°C * 1/2hr	OQ	180°C * 1hr	756	9
		VC coating	1025°C * 4hr	OQ	180°C * 1hr	722	9
		VC coating & subsequent diffusion coating	1025°C * 4hr 1025°C * 4hr	OQ NC	180°C * 1hr 180°C * 1hr	743	9
	c	VC coating	1025°C * 4hr	OQ	530°C * 1.5hr * 2times	680	9
		VC coating	1025°C * 8hr	OQ	180°C * 1hr	671	9
	d	VC coating & subsequent diffusion coating	1025°C * 8hr 1025°C * 4hr	OQ NC	180°C * 1hr 180°C * 1hr	754	9
		e	VC coating	1025°C * 8hr	OQ	530°C * 1.5hr * 2times	675
	STD61	f	Hardening	1025°C * 1/2hr	OQ	600°C * 1.5hr * 2times	518
VC coating			1025°C * 4hr	OQ	600°C * 1.5hr * 2times	476	6
VC coating			1025°C * 8hr	OQ	600°C * 1.5hr * 2times	454	6, 5
VC coating & subsequent diffusion coating			1025°C * 8hr 1025°C * 4hr	OQ NC	600°C * 1.5hr * 2times 600°C * 1.5hr * 2times	495	5

OQ : Oil quenching

NC : Nitrogen gas furnace cooling

모재의 잔류응력을 X-ray diffraction법(XRD)에 의해 PSPC미소부 X선 응력측정장치(日本理學電機, CN2905G3)를 사용하여 측정하였다. 측정조건은 Table 3과 같다.

잔류응력 측정은 VC층을 제거하지않고 X선을 투과시켜 조사하였고 측정위치, 방위는 시험편 중앙부 긴방향측이다. 또 결정립이 큰 STD61의 경우는 회절에 관계되는 결정립의 수를 증가시키기위해 시험편을 회전시켜 측정하였다.

이때, 응력정수 $K = -318\text{MPa/deg}$ ($-32.44\text{kg}\cdot\text{f/deg}$)

Table 3. Condition of X-ray diffraction (XRD)

Characteristic X-ray	Cr-K α
Diffraction plane	(211)
Voltage	30KV
Current	10mA
Divergence angle	0.69deg
Irradiated area	3.14mm ²
Time constant	25sec
Filter	V foil

mm²/deg)로 하였다. 또, 일부의 시편은 잔류 Austenite(γ_R)량을 조사하기 위해 표면을 연마한 후 25% 과염소산에철알칼 용액을 사용하여 전압 30~40V, 전류 1.5~2mA로 3분정도 전해연마한 후 전해연마된 면을 잔류응력 측정과 같은 XRD법에 의해 잔류 Austenite 양을 측정하였다. 잔류 Austenite양은 $\gamma_R(220)$ 과 $\alpha(211)$ 의 diffraction profiles의 적분량을 비교하여 식 (1)에 의해 Micro process로 산출 되도록 하였다.

$$V\gamma = \frac{1}{0.3 \times \frac{\text{Martensite회절도면적}}{\text{Austenite회절도면적}} + 1} \quad \dots(1)$$

3. 실험결과 및 고찰

3. 1. 경도, 결정입도, VC coating층과 조직관찰

hardeng 및 VC coating처리한 시편의 모재 경도분

포를 각종 및 처리조건에 따라 Fig. 2에 나타냈다.

Table 2에서 STD11의 경우 1000°C Austenite화 온도에서는 hardening한 것이 가장 낮게 나타났고, VC coating한 것은 유지시간이 4hr, 8hr로 길어짐에 따라 경도는 상승하고있다. 彬山道生^{14,15)}등에 의하면 1000°C Austenite화 온도에서 유지시간이 길어짐에 따라 경도는 상승하고 모재내의 탄화물 용입량은 유지시간이 길어짐에 따라 경도는 증가하였다.

그러나 일반 hardening 조건보다 유지시간이 수 배 큰 VC coating의 경우 유지시간이 8hr까지 모재경도는 상승함을 알수 있었다. 유지시간이 8hr보다 더 길어질 때 경도는 다소 감소하는 경향을 보였다.¹⁰⁾

Austenite화 온도가 1025°C의 경우는 1/2hr 유지한 hardening의 경우가 가장 경도 높았으며 유지시간이 길어짐에 따라 경도는 감소하였다. STD61의 경우도 1025°C Austening화 온도에서 유지시간이 길어짐

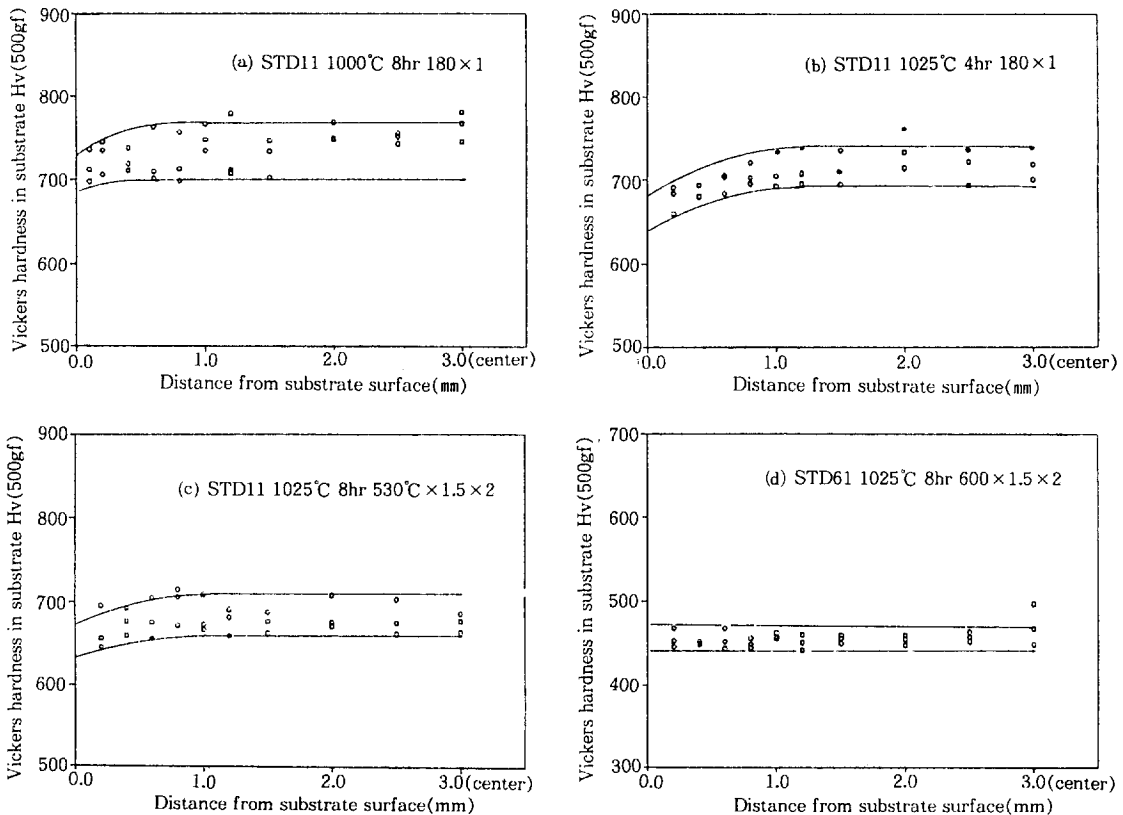


Fig. 2. Hardness distribution in substrate of VC coated specimen.

에 따라 경도는 감소하고 있다. Fig. 2은 모재층의 표면에서 중심부까지 경도분포를 나타낸 것이다. STD11의 경우 경도가 VC coating층직하에서 중심부보다 저하하고 있음을 보여준다. 1000°C (a)와 1025°C(b) Austenite化 온도에서 각각 8hr, 4hr VC coating처리한 것을 비교하여 보면 1000°C의 것이 1025°C의 것보다 VC coating층 직하의 경도저하는 적으나 경도의 scatter가 크게 나타나고 있다.

이는 VC coating층 형성으로 인한 모재층의 C가 소모되기 때문이며 유지시간보다 온도 영향이 더 큰 factor임을 타나내고 있다. 또 Austenite化 온도 1025°C에서 8hr동안 VC coating하여 530°C에서 처리한 것(c)은 γ_R 의 Martensite化와 Secondary carbide의 석출에 기인한 경도 상승보다 템퍼링연화가 더 크기 때문인 것으로 보인다. STD61을 Austenite化 온도 1025°C에서 8hr, 600°C에서 템퍼링한 것 (d)의 경우는 VC coating층의 형성에도 불구하고 VC coating층의 모재사이에서 경도 저하는 보이지 않았으며 경도분포가 일정하였다. VC coating처리후 확산처리한것의 경도분포를 Fig. 3에 나타냈다.

(a)는 STD11로 VC coating층과 모재사이의 경도 저하가 회복되어 있음을 보여주고 있으며 VC coating 처리 후의 경우보다 경도가 증가하고 있음을 알 수 있다. (Fig. 2의 (b)와 비교)

(b)는 STD61로 VC coating처리한 것보다 확산처리한 것과 같이 경도분포는 똑같이 일정하였으며 경도가 다소 증가하고 있음을 나타내고 있다.

결정입도는 Table2에 나타낸 것과 같이 STD11의 경우, Austenite化 온도가 유지시간이 길어짐에 따른 결정립의 크기 변화가 거의 없었으나 STD61의 경우는 유지시간이 길어짐에 따라, 확산처리를 한 경우는 결정립이 조대해졌음을 알 수 있다.

VC coating층의 두께는 STD11의 경우 Austenite化 온도 1000°C에서 4hr, 8hr됨에 따라 4 μ m, 8 μ m 1025°C에서 4hr, 8hr로 길어짐에 따라 7 μ m, 13 μ m였으며 STD61의 경우 Austenite化 온도 1025°C에서 유지 시간이 4hr, 8hr로 길어짐에 따라 5 μ m, 8 μ m정도였

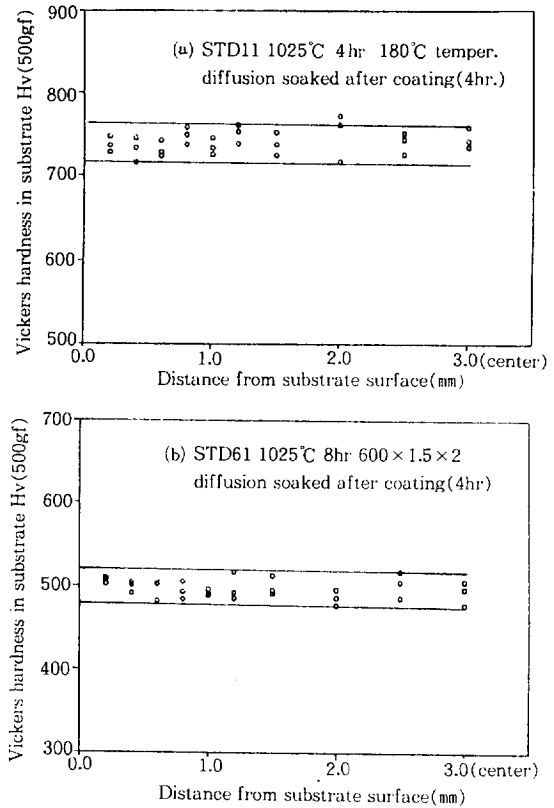


Fig. 3. Hardness distribution in substrate of VC coated and subsequent diffusion soaked specimen.

다.

3. 2. 피로강도

회전굽힘피로시험에 의한 S-N Curve를 Fig. 4에 나타냈다.

Fig. 4의 (a)는 STD11로 Austenite化 온도 1000°C에서 180°C템퍼링한 것으로 유지시간이 1/2hr (hardening), 4hr, 8hr, 8hr+확산처리(4hr)한 것을 나타낸 것이다. hardening한 것이 가장 높은 피로강도를 나타냈으며 4hr, 8hr 한것은 거의 같은 피로강도를 나타내고있다. 다만 8hr VC coating한 후 확산처리 4hr한 것은 확산처리에 따른 피로강도가 증가하였음을 보여준다 (Table 2, lot a)

이는 Fig. 2에 나타낸것과 같이 VC coating층 직하

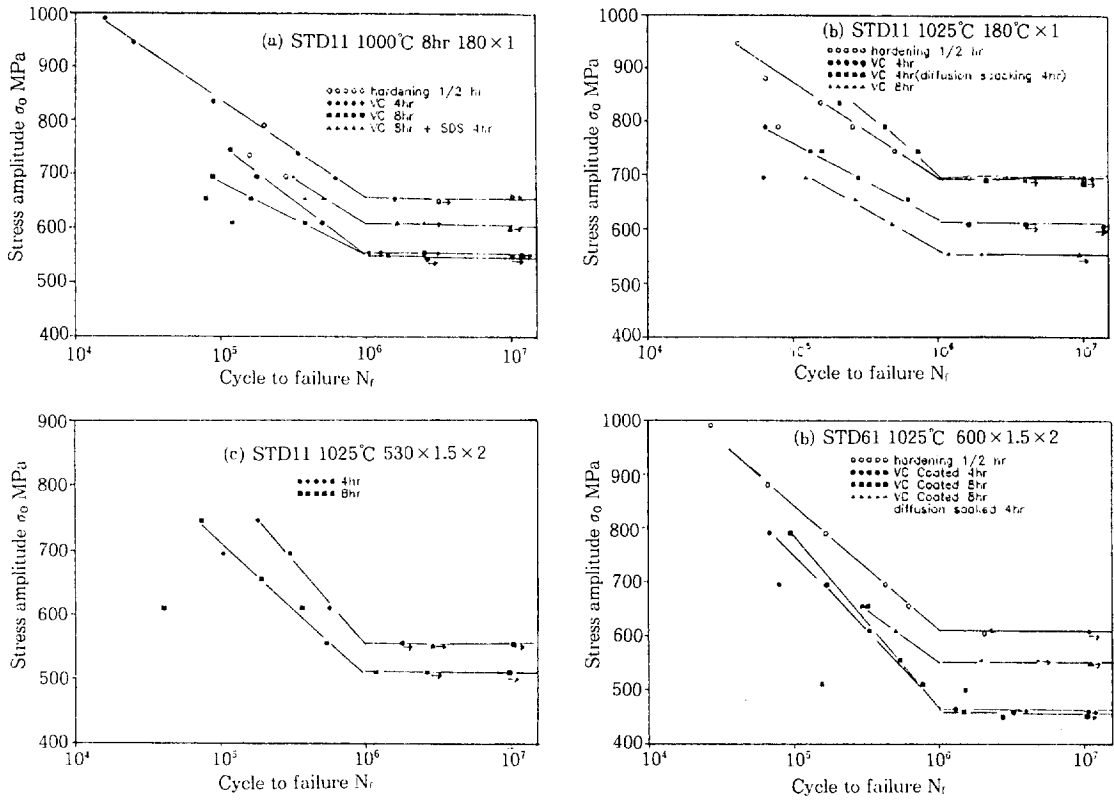


Fig. 4. S-N relation

의 모재경도의 저하가 피로강도저하의 요인으로 생각되어 확산처리를 실시한 것은 Fig. 3에서 나타난것과 같이 VC coating층 직하의 모재경도가 회복된 것에 기인하는 것이라 판단된다. 이러한 확산처리방법은 寺武典夫¹⁶⁾ 등이 Gas chromizing한 것이나 gas 침탄한 Cr-Mo강에 적용하여 피로강도가 증가하였다고 하였다. (b)는 STD11 Austenite化온도 1025°C 180°C 템퍼링한 것으로 유지시간이 1/2hr(hardening), 4hr, 4hr+확산처리 4hr, 8hr, 한 것(Table 2, lot b, d)을 나타낸것이다. (a)와 거의 같은 경향을 나타냈으나 다른점은 4hr+확산처리 4hr 한 것의 피로강도가 hardening한 재료와 거의 같은 정도까지 회복되고 있음을 나타내고 있다.

또한 4hr VC coating처리한 것과 8hr처리한 것은 4hr쪽이 약간 높은 피로강도를 나타내고있다.

이는 (a)와 다른 경향인데 (a)에서는 유지시간이

길어짐에 따라 모재경도가 증가하였으나 (b)에서는 경도가 감소한 것에 기인한 것으로 보인다.

(c)는 530°C에서 1.5hr×2회 템퍼링한 것으로 4hr한 것이 8hr한 것보다 약간 높은 피로강도를 나타낸 것도 위와같은 원인이라고 생각된다.(Table 2. lot. c, d)

(d)는 STD61을 Austenite化온도 1025°C, 600×1.5×2회 템퍼링 한것을 유지시간 1.5hr(hardening), 4hr, 8hr, 8hr+확산처리 4hr한것을 비교한 것이다. (Table 2. lot. f)

유지시간이 길어짐에 따라 Table 2에 나타난것과 같이 결정립의 성장이 크게 되었으며 확산처리에 의한 약간의 피로강도 상승이 나타났다.

위와 같은 결과를 종합하여보면 피로강도는 STD11의 경우 Austenite化온도 1000°C는 유지시간(4hr, 8hr)에 따른 VC coating재의 피로강도의 변화는 거의 없었으나 Austenite化온도 1025°C의 경우는 유지시

간에 따른 피로강도의 감소가 나타났다. 경(VC 3200 ~3800)한 VC coating층으로부터 균열이 일어나서 이것이 피로강도를 저하시키는 원인이라고 일반적으로 생각하는 경향이 있어 新井透¹¹⁾ 등은 VC coating후에 VC coating층을 전해연마로 제거한 시편을 제작 피로 실험한 결과 피로강도의 회복은 보여지지 않았다. 즉 coating층의 유무나 두께나 VC coating재의 피로강도 저하 원인이 아님을 알 수 있다.

3. 3. Austenite化 온도와 유지시간에 따른 γ_R 의 영향

피로강도 저하의 원인의 하나로서 VC coating에 따른 긴시간 동안 가열 유지시간의 영향을 고려할 수 있다. VC coating처리의 경우 일반적인 hardening 시 유지시간보다 수배의 긴 유지시간동안 가열되기 때문에 이것이 피로강도의 한 요인이라 판단되어 잔류 오스테나이트 (retained Austenite : γ_R) 양을 조사하였다.

Table 4은 STD11시편의 VC coating온도와 유지시간, 템퍼링에 따른 γ_R 량을 조사한 것이다. 표에 나타난바와 같이 1000°C Austenite온도에서 180°C 템퍼링한 것은 γ_R 량이 19.11%에서 20.88%로 약간 증가하였으며 530°C 템퍼링을 한 결과 각각 4.09, 6.28%의 잔류 Austenite의 양이 남아 있음을 알 수 있었다.

1025°C Austenite化온도에서 180°C 템퍼링한것은 유지시간이 4시간, 8시간으로 증가함에 따라 γ_R 량은 25.6%에서 28.57%로 증가한 것으로 나타났다. 또 530°C 템퍼링한 것은 각각 6.87%와 7.67%의 잔류

Table 4. Retained Austenite(γ_R) in substrate (STD11)

Material	VC coating treatment & tempering(°C)	γ_R (%)
STD11	1000°C, 4hr, 180°C × 1	19.11
	1000°C, 8hr, 180°C × 1	20.88
	1000°C, 8hr, 530°C × 1.5 × 2	6.28
	1025°C, 4hr, 180°C × 1	25.6
	1025°C, 4hr, 530°C × 1.5 × 2	6.87
	1025°C, 8hr, 180°C × 1	28.57
	1025°C, 8hr, 530°C × 1.5 × 2	7.67

Austenite가 존재함을 알 수 있었다. 즉 2회 템퍼링에 의한 잔류 Austenite 전체가 Martensite로 변태하지 않고 소량 잔류하고 있음을 알 수 있었다.

STD61의 경우 높은 템퍼링 온도에 기인한 γ_R 량은 미미한 것으로 나타났다. Paravas¹⁷⁻²⁰⁾ 등은 잔류 Austenite와 경도 사이에 포물선적인 식(2)와 같은 관계가 있다고 하였다.

$$HRC=63.2-0.17A-0.0041A^2 \dots\dots\dots (2)$$

(A : 잔류 Austenite%)

또 잔류 Austenite는 Austenite化 온도가 10°C 증가함에 따라 3~4% 정도 증가한다고 하였다.

이와같은 결과를 종합해 보면 γ_R 양은 Austenite화 온도에 따라 많은 증가를 보이고 있으며 유지시간에 따라서 증가가 적음을 알 수 있다.

3. 4. 균열발생 기점의 관찰

VC coating층 직하의 모재경도가 회복되는 것에 의해서 피로강도가 증가한다는 결과에 따라 피로균열은 대개 모재에서 발생하여 이것이 진전되어 파괴에 이른다고 판단된다. 이 기준에 의해 피로 시험후의 시편 파면관찰을 SEM과 2차원 피로시편의 피로 균열을 관찰하였다. SEM의 피로파면을 Photo. 2에 나타냈다. 그러나 파괴기점의 위치를 명확하게 발견할 수 없었다. (a)는 STD11, 1025°C, 4hr, 180°C 것으로 이 경우 부하응력은 699MPa, 파단반복수는 6.3×10^5 것이며, (b)는 STD61, 1025°C, 4시간, $600 \times 1.5 \times 2$ 템퍼링한 것으로 부하응력은 608MPa, 파단반복는 3.23×10^5 의 것이었다.

다음에 2차원 피로시편에 의한 균열관찰 결과를 Photo. 3에 나타냈다. 이 시편은 STD11, 1025°C, 4hr, 180°C × 1 템퍼링 한 것으로 부하한 응력진폭은 598MPa, 관찰시점은 반복수 5.48×10^5 이다. Photo 3에서 알 수 있는 바와 같이 모재에 균열이 발생 진전하고 있으며 VC coating층에는 균열이 보이지 않는다. 즉, 균열의 기점이 VC coating층과 모재사이임을 보여주고 있다. 新井透¹¹⁾ 등은 SCM440에 VC coating처

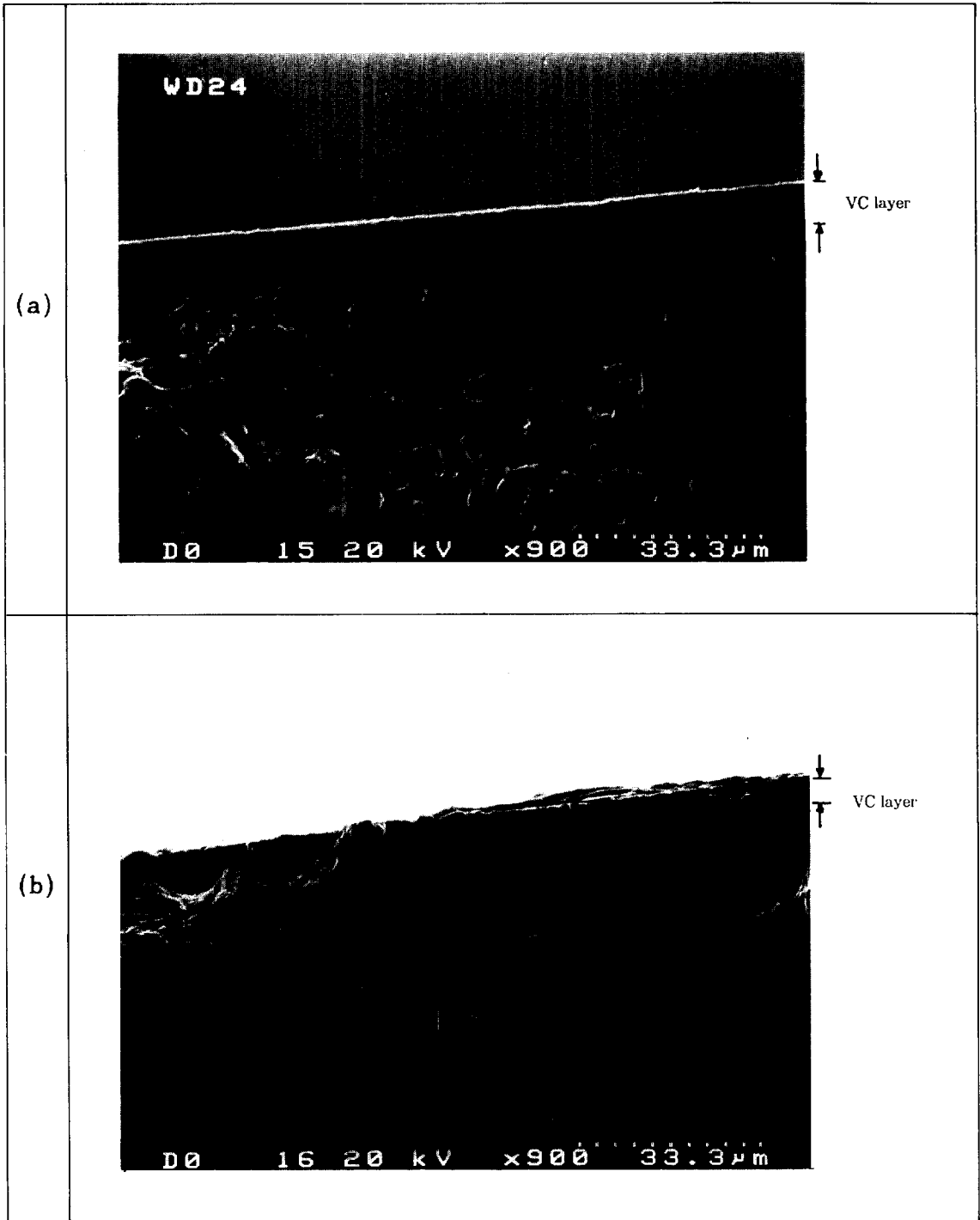


Photo. 2. Fractographs of fatigue fracture surfaces (1025°C, 4hr VC coated)
(a) STD1 (180×1hr) (b) STD61 (600×1.5×2)

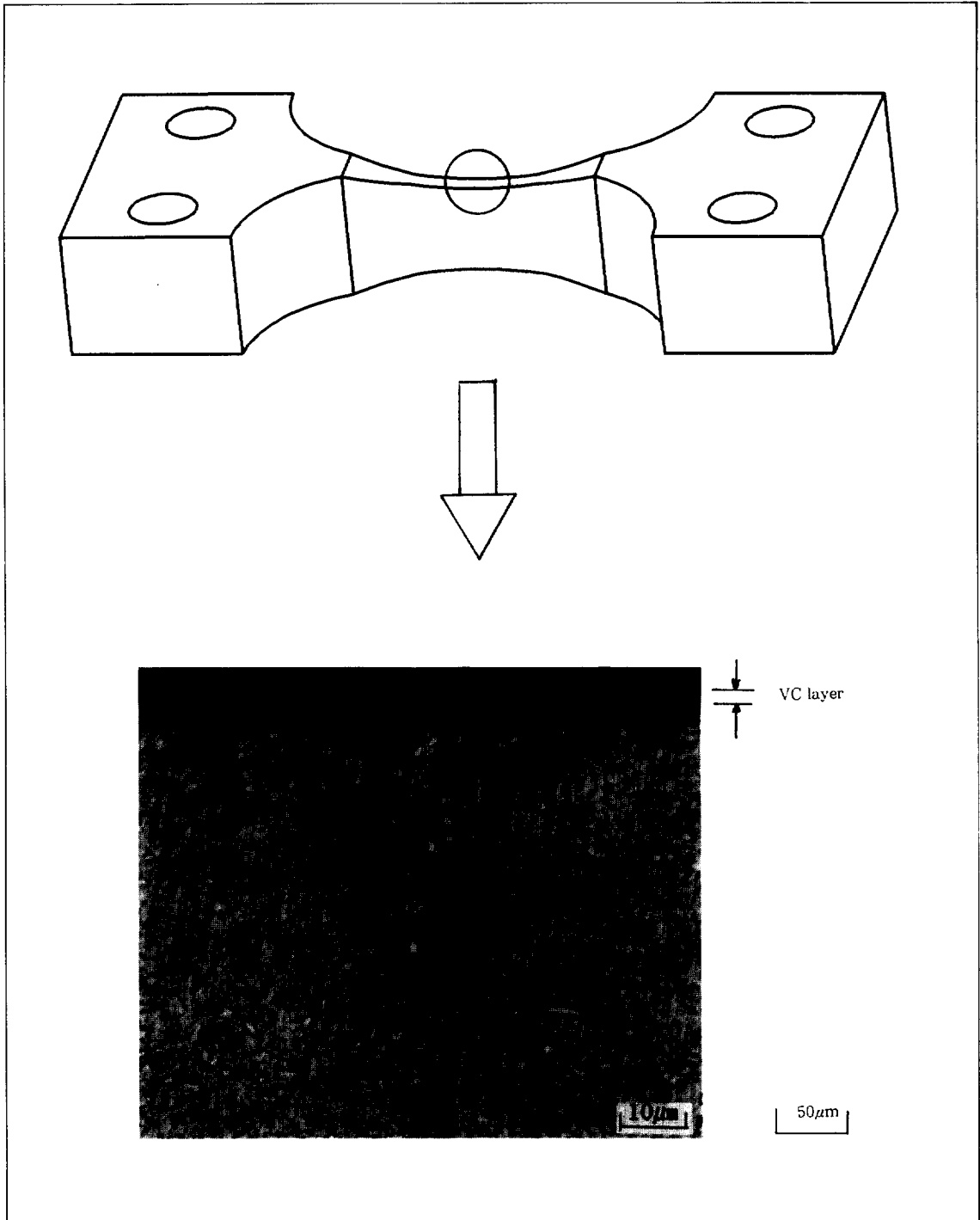


Photo. 3. Fatigue crack observed on side surface of two dimensional specimen (STD11, 1025°C, 4 hr)

Table 5. Residual stress in substrate

Material	VC Coating treatment condition	Endurance limit σ_w MPa	Residual stress σ_r MPa
STD11	VC coating(1000°C, 8hr, 180×1)	554	324
	VC coating and subsequent diffusion soaking (1000°C, 8hr, 180×1 → 1000°C, 4hr, 180×1)r	612	76
	VC coating (1025°C, 4hr, 180×1)	610	260
	VC coating and subsequent diffusion soaking (1025°C, 4hr, 180×1 → 1025°C, 4hr, 180×1)	695	88
STD61	VC coating(1025°C, 8hr, 600×1.5×2)	449	-333
	VC coating and subsequent diffusion soaking (1025°C, 8hr, 600×1.5×2 → 1025°C, 4hr, 600×1.5×2)	550	-249

리하여 파괴기점이 VC coating층 직하 모재임을 확인하였다.

3.5. 잔류응력의 영향

VC coating처리한 것과 VC coating처리후 확산처리한 것의 VC coating층 직하 모재의 잔류응력을 X-ray diffraction법(XRD)으로 측정하여 그 결과를 피로한도와 함께 Table 5에 나타냈다. X선 강도는 VC층이 없는 경우에 비해 50%정도 낮았으나 편차를 조사해도 VC coating층이 없는 경우와 비교해서 응력측정에 문제가 없다고 판단되었다.

STD11의 경우 확산처리한 것은 하지 않은 것과 비교하여 잔류응력(인장)이 큰 폭(78~67%정도)으로 감소하고 있으며, STD61의 경우는 잔류응력(압축)이 감소(30%)하고 있어 위와 같은 결과에서 보면 잔류응력도 피로강도를 지배하는 factor로 고려하지 않으면 안된다고 판단된다.

4. 결 론

용융염 침적법에 의한 VC coating한 금형용강(STD11과 STD61)의 내구한(endurance limit)을 일반적으로 hardening한 것, VC coating처리한 것, VC coating처리한 후 확산처리한 것 등을 Austenite화온도와 템퍼링온도를 변화시켜 조사하였으며, 또 2차원 피로시편으로 피로균열을 관찰한 결과 다음과 같은 결

과를 알 수 있었다.

(1) VC coating처리한 금형강은 일반적인 hardening한 것보다 내구한이 저하되었다. VC coating층이 경하여 균열발생이 용이한것도 아니며 VC coating처리시간이 일반 hardening보다 수배 장시간 가열의 영향도 아니며 VC coating층 직하 모재경도저하의 영향에 기인한 것으로 판단된다. (물론 모재의 경도저하는 잔류 Austenite의 증가와도 관련된다.) 그러므로 확산처리를 행함에 의해 피로한도는 일반 hardening한 것에 가깝게 회복되었다.

(2) VC coating 금형강의 reversed 굽힘피로의 파괴기점은 VC coating층 직하의 모재라고 생각된다. 따라서 그 부근의 경도저하와 내구한은관계가 있다고 판단된다. 확산처리에 의해 경도가 회복된 것은 피로강도가 증가하였다.

(3) 또다른 factor로 고려될 수 있는 것은 확산처리에 의해 VC coating층 직하의 잔류응력이 감소하여 이것도 내구한에 영향을 주는 것이라고 판단된다.

참 고 문 헌

1. 小松 登, 新井 透, 水溶正義, 日本金屬學會誌, 39, (1975) 247
2. 小松 登, 新井 透, 水溶正義, 藤田浩紀, 日本金屬學會誌, 40, (1976)925

3. 小松 登, 新井 透, 水谷正義, 彬本義顔, 日本金屬學會誌, 41, (1977) 332
4. 新井 透, 遠藤淳二, 熱處理, 15, (1975) 8
5. 新井 透, 太田幸夫, 熱處理, 18, (1978) 278
6. 小松 登, 新井 透, 鐵と鋼, 68, (1982) 16
7. Arai, T., J, Heat Treat., 18(1979) 2, 15-22
8. Takeda, H., Nakanishi, K., Tachikawa, H. and Arai, T., Proc. 32th Japan Soc. for Heat Treat. (1991)47~48
9. 李丙權, 南泰運, 열처리공학회지, Vol. 4, (1991) 19
10. 李丙權, 南泰運, 열처리공학회지, Vol. 6, (1993) 59
11. 猿本勝司, 堀田昇次, 藤田浩紀, 新井 透, 材料 36-411, (1987) 85
12. R. F. Thomson, ASM 56 (1963) 803
13. B. Spiegler, B. Z. Weiss and A. Taub. JISI 202 (1964) 509
14. 彬山道生, 山本長邦, 駙谷清司, 吉尺浩一, 鐵と鋼, 1, (1974) 85-95
15. 西村富陸, 特殊鋼, 28, 1 (1979) 67-73
16. 金武典夫, 森田藤行, 武藤功, 鐵と鋼, 63 (1977) 1184
17. A. E. Pavaras, R. P. Gabshyavichyte, Met. Sci. Heat Treat. No.8 (1981) 31-34
18. Y. A. Geller, A. O. Araovich, Met. Sci. Heat Treat. No.11 (1973) 30-34
19. A. E. Pavaras, A. N. Popanolpulo, Met. Sci. Heat Treat. No.11 (1982) 36-38
20. Bofors Handbook, Steel and its Heat Treatment (1976) 21-28, 467-469