

特輯 : 재료의 표면 개질 기술

Laser beam 표면개질(I) : 비용응에 의한 표면개질

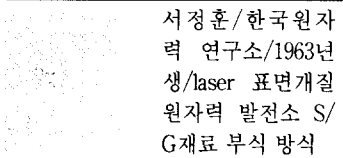
김정수 · 서정훈

Laser beam Surface Modification(I) : Non-melting Processes

J. S. Kim and J. M. Suh



김정수/한국원자
력 연구소/1951년
생/laser 표면개질
원자력 발전소 S/
G재료 부식 방식



서정훈/한국원자
력 연구소/1963년
생/laser 표면개질
원자력 발전소 S/
G재료 부식 방식

1. 개 요

1960년대 초에 루비레이저가 발견된 이후 현재 까지 여러 가지 다양한 레이저가 개발되어 과학, 공학, 의학 등의 폭 넓은 범위에서 응용되고 있어 레이저를 20세기에 가장 큰 과학적 기술적 진보 가운데 하나로 간주하고 있다. 레이저 재료가공(laser materials processing) 분야는 레이저 응용의 일부에 불과하지만, Fig. 1에서 보는 것처럼 레이저는 현재까지 개발된 열원 가운데 가장 큰 에너지 밀도($10^6 \sim 10^{10} \text{ W/cm}^2$)를 갖고 있으며 지향성이 매우 우수하기 때문에 산업기술에서의 활용이 점점 증대되고 있다.^{1,2)}

레이저 재료가공기술은 레이저 빔의 광자 에너지(photon energy)를 열에너지로 전환시켜 사용하는 레이저 기술이다. 열전환은 레이저 빔의 광자와 재료가 가지고 있는 전자와의 상호작용으로 광자가 가지고 있는 에너지가 전자에게 전달됨으로써 일어난다. 금속재료의 경우 고밀도의 자유전자를 가지고 있기 때문에 레이저 빔 에너지를 흡수하는 재료표면의 두께(레이저 빔의 파장과 재료의

종류에 따라 다르지만, 보통 $0.1 \sim 1 \mu\text{m}^{3,4)}$ 에서 작게는 $10 \sim 20 \text{ nm}^{11)}$ 는 아주 얇다. 따라서 레이저 빔의 고밀도 에너지는 매우 짧은 시간에 재료와 반응하여 재료의 내부는 전혀 가열되지 않고 재료의 표면부위만 급속도 가열을 가능하게 하며, 이러한 특성 때문에 레이저 빔이 재료 표면개질에 아주 우수한 열원으로 사용될 수 있다.

레이저 표면개질 공정에는 현상학적으로 크게 비용응, 용융의 2가지로 분류할 수 있다. 비용응은 표면부위를 용융하지 않고 표면특성을 변화시키는 것으로 표면열처리, 충격경화(shock hardening) 등이 이에 속하고, 용융에 의한 표면개질은 표면부위를 용융시켜 표면특성을 변화시키는 것으로 표면제거, 표면용융, 표면합금 및 표면육성(cladding) 등이 이 부류에 속한다. 그러나 이 분류는 상대적인 것으로, 엄밀하게 보면 열처리나 충격경화 등의 비용응 표면개질에서도 사용목적에 따라 외각표면을 약간 용융시키는 경우가 있으며, 또한 용융 표면개질의 표면제거에서도 표면(모재) 용융 없이 처리를 하는 경우도 있다.

레이저빔 재료표면가공(또는 표면개질)에 있어서 공정변수는 재료의 종류, 표면 상태, 레이저 빔

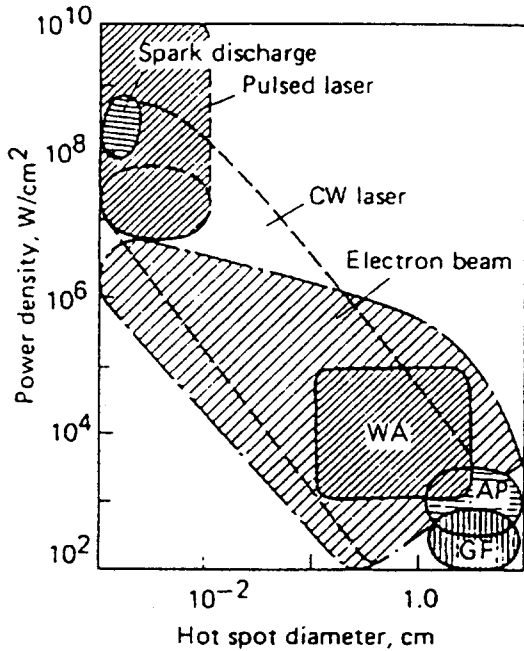


Fig 1. Power densities of energy sources. WA-Welding arc, AP-Arc plasma, and GF-Gas flame

의 출력, 집속된 빔의 크기, 빔의 파장, 빔의 주사 속도, 또한 펄스 빔의 경우 펄스의 지속시간과 펄스의 형태 등 많은 변수가 있다. 이러한 변수를 적당히 잘 조합하므로써 원하는 최종결과를 효과적으로 얻을 수 있다.

현재, 표면개질에 주로 많이 사용되는 레이저는 세 종류로서, CO₂ laser (파장길이 : 10.6μm), Nd:YAG (neodymium-doped ytterbium aluminum garnet) laser (파장길이 : 1.06μm) 및 excimer laser (157~350nm) 등이다. 이 외에도 초기에는 ruby 레이저 빔이 사용되기도 하였으나 현재는 많이 사용되고 있지 않다. 레이저 빔에 의한 표면개질에는 몇가지 장점이 있는데, 이러한 장점은 주로 급속가열과 급속냉각 효과에 기인하는 것이다. 즉, 1) 급냉효과에 의한 미세한 결정입자 형성, 2) 불안정상 (metastable phase) 또는 비정질 상 생성, 3) 열역학적 용해도 보다 높은 용해도, 4) 편석이 없는 균질한 미세조직, 5) 극히 낮은 기공도, 6) 좁은 열영향 부위, 7) 표면층과 모재 사이의 높은 결합력 등이다. 이 외에도 공정상의 장. 단점들이

Ref. 5, 6에 잘 요약 정리되어 있다.

지금까지 국내에서 레이저 표면개질에 대한 조사 (review) 가 몇몇 있었으나,^{7,8,9)} 본 조사에서는 보통 많이 다루어지지 않은 부분, 즉 충격경화 및 표면제거에 비중을 두었으며, 비용융 부분 (I) 과 용융부분 (II) 을 분리하여 정리하였다.

2. 레이저 빔과 재료의 반응

통상 레이저 빔으로 표면을 조사하면 대부분의 레이저 빔 에너지는 반사하고 극히 일부분만이 재료 내부의 자유전자와 반응하여 자유전자의 에너지를 증가시키고 증가된 자유전자 에너지의 일부분이 짧은 시간 (보통 10⁻¹¹~10⁻¹²sec.) 에 격자로 전이되는데,¹⁾ 이때의 자유전자 에너지 (T)는 격자 에너지 (Tlat) 에 비하여 매우 높다. 그러나 시간이 지남 (대략 10⁻⁹sec. 후)^{3,4)} 에 따라 고 에너지를 가진 전자로부터 격자로 에너지가 전달되어 격자 에너지가 증가하고 결국에는 전자 에너지와 비슷하게 되는데, 이 때의 온도가 표면에서 측정되는 온도로, 표면 에너지가 10¹⁰ W/cm² 정도까지 도달한다.

레이저 빔 표면열처리에서 빔에 의한 재료표면에서의 온도분포를 계산할 수 있는데, 레이저 빔을 선 (line) 광원으로 가정하면, 레이저 빔 주위의 온도분포는 다음과 같이 주어진다.^{10~13)}

$$T = T_0 + \frac{Aq/v}{2\pi\sigma[t(t+t_0)]^{1/2}} \cdot \exp \left\{ \frac{-1}{4a} \left[\frac{(z+z_0)^2}{t} + \frac{y^2}{t+t_0} \right] \right\} \quad (1)$$

여기서 T₀는 레이저 빔으로 가열하기 전의 재료 온도, A는 흡수율, q는 레이저 빔의 출력, v는 빔의 주사속도 (scan speed), σ는 열전도율 (thermal conductivity), a는 열확산 계수 (thermal diffusivity), z는 재료표면으로부터의 깊이, 그리고 y는 빔 주사방향과 수직되는 방향으로의 길이 (너비) 를 나타내며, t₀는

$$t_0 = \frac{r_b^2}{4a}$$

로 표시되는데, 여기서 r_b 는 빔반경을 나타낸다.

(1)식에서 온도분포에 영향을 주는 인자를 보면, 재료표면에서의 빔 흡수율, 빔 출력, 빔 주사 속도, 빔 크기, 그리고 재료 변수로 열확산계수 및 열전도율 등이 포함되고 있다. 이러한 변수들은 바로 공정변수들로 경화깊이에 영향을 준다. 실제로 빔의 에너지 밀도와 빔 크기가 경화깊이에 미치는 영향을 0.6 wt% 탄소강의 경우에 대하여 도시한 것을 Fig. 2¹³⁾에 나타내었다. 한편 재료의 변수로서 Fig. 3¹⁴⁾에서 보는 것처럼 강 종류에 따라 경화깊이에 많은 차이를 보이고 있는데, 이것은 재료가 가지는 빔 흡수율, 열확산 계수 및 열 전도율 등이 다르기 때문이다.

빔 흡수율은 사용하는 레이저 빔의 파장과 재료의 종류 또는 재료표면의 상태에 따라 달라진다. 재료가공에 많이 사용되는 레이저 빔의 종류와 재료의 종류에 따른 반사량(즉 반사율)을 Table 1에

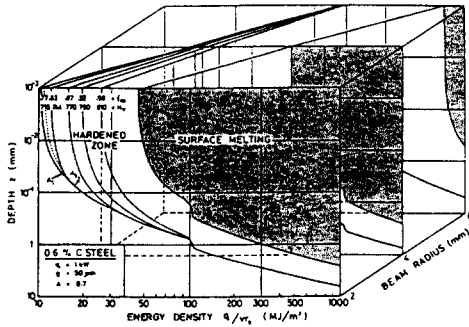


Fig 2. A diagram describing the laser-processing of an 0.6 wt% carbon steel. The axes are energy density (q/vr_b), beam radius (r_b) and depth below the surface (z).¹³⁾

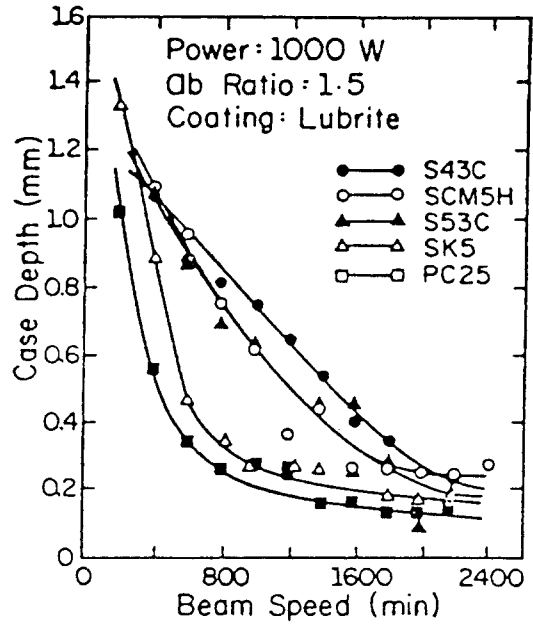


Fig 3. Relationship between the beam feed rate and cast depth in various materials.¹⁴⁾

나타내었다. 이 표에서 보면 레이저 빔의 파장이 길수록 반사율, R은 증가하는데, 상기 표에서 보면 가장 파장이 긴 CO₂ 레이저 빔의 반사율이 가장 높다. 흡수율, A는 반사율로부터 $A = 1 - R$ (반사율)로 표현되는데, A는 다음과 같이 표현된다.⁴⁾

$$A = 112.2\sqrt{\sigma}^{-1}$$

여기서 σ 는 금속의 dc 전도율, S/m를 나타내는

Table 1. Reflectivity of some metals.⁴⁾

| Laser | $\lambda, \mu\text{m}$ | Reflectivity | | | |
|-----------------|------------------------|--------------|-------|-------|-------|
| | | Au | Cr | Ag | Ni |
| Ar | 0.488 | 0.415 | 0.437 | 0.952 | 0.597 |
| Ruby | 0.694 | 0.930 | 0.831 | 0.961 | 0.676 |
| Nd:YAG | 1.064 | 0.981 | 0.901 | 0.964 | 0.741 |
| CO ₂ | 10.600 | 0.975 | 0.984 | 0.989 | 0.942 |

데, 금속의 전기전도율이 증가하면 흡수율은 감소한다. 따라서 온도가 증가하면, 금속의 전도율은 감소하기 때문에 레이저 에너지 흡수율은 증가한다.

그런데 재료표면에서의 흡수율은 재료표면의 물리적 상태나 화학적(합금조성) 상태에 따라 크게 변한다. 예를들면, 연마된 경면보다는 거치른 면에서의 흡수율은 증가하고 표면에 산화피막을 입히거나 다른 물질(금속 또는 비금속 분말)로 도포하거나 하면 흡수율이 급격히 증가하는데, 실제로 열처리시 에너지 흡수율을 증가시키기 위하여 레이저 열처리 전에 재료표면에 흡수율이 큰 분말로 도포를 하여준다. 표면도포 분말의 흡수율은 전기전도도가 증가하면 흡수율은 증가하는 것으로 알려져 있다.¹⁵⁾ 주로 많이 사용되는 도포분말은 코로이드 상태의 흑연(colloidal graphite), 망간인산염, 아연인산염, 흑색 페인트, 또는 나트륨 칼슘 규산염의 혼합물 등이다.¹⁶⁾ 도포재료로는 가격이 저렴해야 하고, 독성이 없고, 장기보존 가능한 물질로 처리재료의 표면과 접착력이 강해야 하며, 용융온도 및 증발온도가 높고 열전도성도 좋아야 한다. 이러한 도포분말의 흡수율은 또한 열처리 조건에 따라 달라진다. 예를들면, 빔 주사속도가 증가하면 흡수율은 증가하는데 표면용융이 일어나지 않는 범위에서의 흡수율은 도포제의 종류에 큰 변화

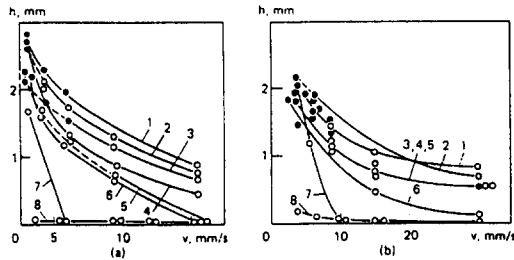


Fig 4. Laser-hardened depth as a function of heat treatment speed v in absorbent-coated polished steel specimens at a laser power density of (a) 20 MW/m² and (b) 50 MW/m²: (1) gas black, (2) Al₂O₃ with organic binder, (3) aqueous solution of ZnO, (4) ZnO with organic binder, (5) aqueous solution of carbon black, (6) solution of graphite in acetone, (7) sulfide, (8) electrodeposited chromium. (dark and light circles identify heating with and without melting, respectively.)³⁾

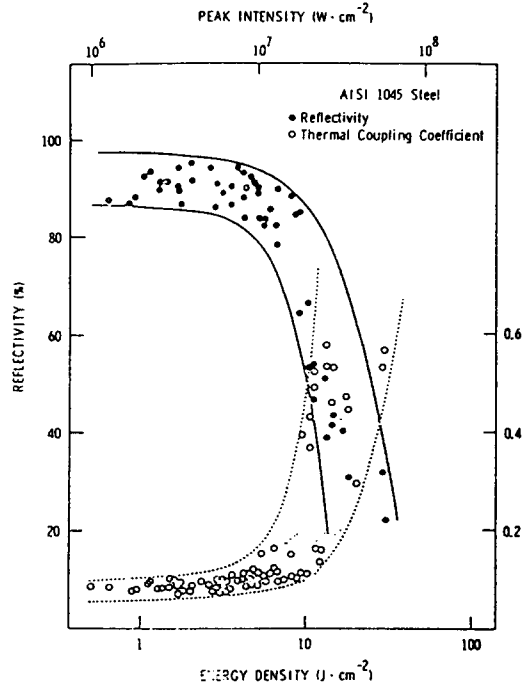


Fig 5. The reflectivity and thermal coupling coefficient of AISI 1045 steel at 10.6 μm. The peak intensity is estimated on the basis of a 0.5 μs pulse duration.¹⁸⁾

없이 70-80%를 나타내고 있다.¹⁷⁾ Fig. 4는 연마된 시편표면에 도포한 여러 도포분말에 대한 경화깊이를 빔 주사속도에 따라 변하는 것을 보여주고 있는데, 같은 경화깊이를 얻는데 공정속도를 빨리 하기 위해서는 빔 에너지 밀도를 높여 주어야 함을 알 수 있다. 하지만, 빔 에너지 밀도를 증가시키면, Fig. 5에서 보는 것처럼 빔 반사율의 감소, 즉 빔 흡수율의 증가로 인하여 표면온도가 급상승하게 된다. 따라서 CO₂ 레이저를 열처리에 사용할 때 보통 레이저 빔 에너지 밀도가 10⁵-10⁶ W/cm² 이하에서 사용된다.¹⁸⁾

3. 표면열처리

표면열처리는 표면을 용융시키지 않고(경우에 따라서는 최외각 표면이 용융되는 경우도 있지만) laser beam과 재료표면과의 반응에 의하여 생성되

는 열로 표면을 가열하고, 표면부위의 미세조직을 변화시켜 경화 또는 이완시키는 공정을 말한다. 레이저 빔을 이용한 표면 열처리는 피처리물 자체 열전도에 의한 급냉효과에 의하여 초 미세조직 생성 및 용질원자의 용해도 증가 뿐만 아니라 급속가열 및 급냉에 의한 준안정상(metastable phase) 생성과, 상변태, 그리고 국부적으로 필요 부분만 가열시킴으로 재료자체에 변형이 없는 것이 큰 장점이다.¹⁹⁾

표면 열처리에는 상변태 경화(transformation hardening), 어닐링(annealing) 및 변형회복(strain relief) 등이 있으며, 이러한 종류의 레이저 빔 공정은 가열온도와 가열시간 등에 따라 결정된다. 예를들면, 오스테나이트를 연추철을 레이저 빔으로 열처리할 경우,²⁰⁾ 조건에 따라 표면경화 또는 연화가 일어난다.

현재 주로 사용되고 있는 레이저 빔 열처리 공정은 상변태에 의한 표면경화로, 급속 가열시 표면부위에 형성되는 미세조직 상이 급냉시 다른 상으로 변태되는 것으로, 급냉시 주로 마르텐사이트 상변태를 하는 급속재료에 적용되고 있는데, 현재 산업적으로 가장 많이 사용되는 철강재료에 주로 적용되고 있다.

철강 재료의 표면경화 공정은 가열시 미세조직이 오스테나이트로 되었다가 냉각시 마르텐사이트

로 변화되는 것으로, 레이저 빔으로 열처리된 표면부위의 최종 미세조직은 합금원소, 초기 미세조직, 가열속도, 가열온도 및 이 온도에서의 유지시간, 냉각속도 등에 따라 결정된다.^{10,12,21)} 탄소강의 경우 가열시 형성되는 미세조직에 따라 냉각시의 미세조직이 변하게 된다. 예를 들면 가열시 합금원소들의 확산에 의한 재분포, 특히 탄소의 재분포 시간이 충분하고, 또한 오스테나이트 변태온도 이상으로 충분히 가열되면 안정적인 오스테나이트 조직이 형성되어 냉각시 미세하고 완전한 마르텐사이트로 변태될 수 있으나, 가열속도가 너무 빠르다든가 온도가 충분히 높지 못하면 확산에 의한 탄소의 재분포가 일어나기 어렵고 탄화물의 용해가 충분히 일어나지 않아 불균질하고 결정립의 성장이 억제된 오스테나이트 조직이 되어 냉각시 불균질한 미세조직이 형성된다.^{10~12)} Fig. 6에 0.42 wt% 일반 탄소강을 CO₂ CW 레이저 빔 크기 6×8.4 mm², 출력 960 W, 빔조사속도 4.5 mm/sec. 로 열처리할 경우 최종 미세조직에서 나타날 상의 계산된 상대적 량을 나타내었다.²²⁾ 이 그림에서 보면 가열시 균질한 오스테나이트가 형성된 부분에서는 균질한 마르텐사이트가 형성되었으나 그렇지 못한 부분에서는 함유 탄소농도가 다른 마르텐사이트가 생성되는 것을 알 수 있다.

주어진 강 재료에 대한 레이저 빔 열처리시 형성

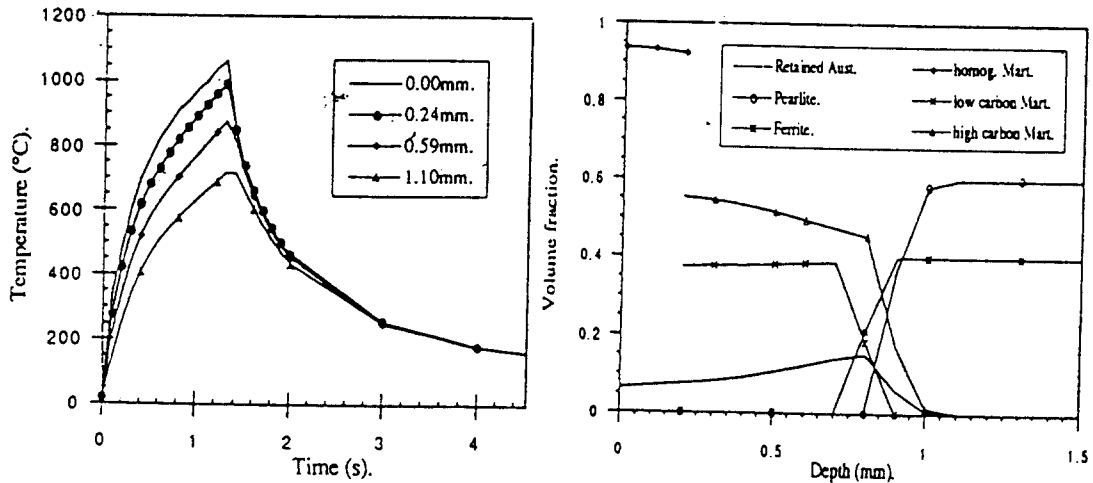


Fig 6. Calculated (a) temperature profile at different depth and (b) final distribution of microstructures developed under CO₂ laser beam heat treatment. (material:0.42 wt% C steel, beam power:960 W, scan speed:4.5 mm/s, beam size:6x8.5 mm²)²²⁾

되는 미세조직, 표면경도 등은 표면부위의 온도분포와 유지시간에 따라 결정되는데, 표면부위의 온도분포는 식(1)로부터 계산할 수 있다. 수식을 이용하여 철강재료의 레이저 열처리시 형성되는 미세조직, 표면경도 등의 변화를 여러 처리변수 및 합금조성에 따라 유추해내는 계산이 많은 연구자들에 의하여 수행하였는데, 이에 대한 조사(review)⁷⁾가 되어있기 때문에 여기서는 자세한 수식이나 과정에 대한 언급은 생략하기로 한다. 여기서는 다만 실험적으로 보고된 내용에 대한 것만 간단히 기술하기로 한다.

흑연분말로 도포된 0.1 wt% C 탄소강과 0.6 wt% 탄소강을 CW CO₂ 레이저 빔으로 0.5-2.5 kW에서 똑 같은 조건으로 열처리 했을 경우,¹¹⁾ 고 탄소강에서는 표면에 완전한 마르텐사이트가 형성되나, 저 탄소강에서는 표면 열온도가 그의 용점에 가까웠지만 표면에는 마르텐사이트와 페라이트의 혼합물이 형성되어 표면경도가 낮았다. 한편, 미세경도는 표면에서 보다 내부로 들어 갈수록 증가하였는데, 이것은 표면과 내부의 마르텐사이트에 함유된 탄소농도의 차이 때문으로 표면에서는 탄소 재분배가 일어난 후 오스테나이트(탄소농도 0.4wt%)가 마르텐사이트로 변태하였으나 표면 아래 부분에서의 A_1 온도 부근(이상)에서는 펄라이트에서 변태한 오스테나이트에 내포된 고 탄소(0.8wt%)가 충분한 확산을 하지 못하고 마르텐사이트로 변태하였기 때문이다. 열처리 온도가 A_1 보다 낮은 경우는 연화(softening)이 일어나면서 탄화물 입자 등의 성장이 일어난다.¹⁰⁾ 0.15-0.28 mm 두께의 고순도 Fe-0.4wt% C 강을 1kW CO₂ 펄스 레이저 빔으로 열처리한²³⁾ 경우, 측정된 승온속도는 104-105℃/sec.로 측정되었는데, 이러한 경우 페라이트와 세멘타이트의 혼합상으로부터 오스테나이트 상의 형성(re-austenitisation)은 페라이트와 세멘타이트 경계에서 우선적으로 일어남을 관찰되었으나 incubation 시간은 측정할 수 없었다. 즉, 재오스테나이트는 매우 짧은 시간에 일어났다.²⁴⁻²⁷⁾

한편 탄소농도가 1wt% 부근의 고탄소(hypereutectoid) 강^{12, 19, 28)}을 CO₂ 레이저 빔으로 열처리했을 경우 온도가 A_1 보다 높은 부분에서는 세멘타이트(cementite) 입자 주위 페라이트와의 경계에서 오스테나이트가 생성되어 냉각시 마르텐사이트로 변태한다. 이 때 세멘타이트 입자가 완전히

용해되어 탄소의 재분포가 이루어 지면 미세한 마르텐사이트로 변태가 일어나게 되는데, 변태되는 마르텐사이트의 량은 세멘타이트 입자의 용해정도와 탄소의 재분포 정도에 따라 결정된다. 탄소의 재분배나 입자의 용해가 냉각초기에서도 계속 일어나기 때문에 냉각속도에 따라서도 최종 미세조직이 달라진다. 즉, 냉각속도가 충분히 크지 못하면 마르텐사이트 조직에 잔류 오스테나이트가 많이 남게 되고 냉각속도가 충분히 크면 아주 미세하고 전위밀도가 높은 마르텐사이트가 형성되어 높은 경도를 얻을 수 있다.

표면 열처리 정도는 재료의 화학조성에 따라서도 크게 변하는데,¹⁴⁾ Fe-C(0.6 wt% C)강이나 Fe-W(0.75wt% C)에서는 마르텐사이트 변태로 고 경도를 얻을 수 있었으며 최대경도는 시편 표면 아래에 위치하고 있었다. 그러나 Fe-Cr(2.05wt% C) 강을 CO₂ 레이저 열처리로 열처리 한 후의 미세조직에는 기존 탄화물 입자의 성장이나 상 변태가 없어 열처리 전후의 경도에는 큰 변함이 없었다.¹⁰⁾ 또한 넓은 면적을 레이저 빔으로 열처리할 때 빔 주사의 중첩으로 인한 텀프링 효과도 앞의 두 합금에서는 뚜렷이 나타나나 Fe-Cr의 경우는 거의 변함이 없었다.

T₁ 고속도강(탄소농도 0.8 wt%)을 레이저 빔으로 표면열처리한 경우¹⁹⁾도 마찬가지로 최대 경도(10,000 Mpa 부근)가 표면 아래에 위치하고 있었으며, 최대경도와 그 위치는 레이저 빔 에너지에 따라 변하고, 열처리 후 오스테나이트 상의 주 합금원소인 W, Cr, V 등의 조성이 열처리 전보다 각각 76%, 71%, 103%씩 증가를 보였다. 이러한 이유로 레이저 빔 열처리 후, 700℃에서 텀프링한 경우에도 표면경도는 HRC 58로 일반 열처리(오스테나이트화 후 수냉)한 경우보다 6-7(HRC) 정도 높았으며, 오스테나이트 상 내의 합금조성도 일반 열처리한 합금을 같은 조건에서 텀프링 경우보다 높은 조성을 보였다. T₁ 강의 경도는 고용체 내의 합금원소, 즉 C, W, Cr, V 등의 농도가 증가하면 증가하는데, 레이저 빔으로 열처리한 강이 텀프링한 후에도 높은 경도를 유지하는 것은 오스테나이트 상에 내포된 높은 합금원소의 증가된 농도 때문이다.

주철의 경우, 구상흑연 주철(탄소농도 2.5 wt%, 경도 Hv 200)의 표면을 흑연용사로 피복한 후, CO₂

레이저로 2.0 kW에서 0.5-2.0 m/min.의 주사속도로 레이저 열처리 한 경우,²⁸⁾ 표면 최대경도는 Hv 415 정도로 주사속도 변화에도 변함이 없으나 경화깊이는 주사속도가 감소하거나 빔 출력이 증가하면 증가하였다. 미세조직은 표면에서의 구상흑연이 일부 분해되어 고용된 오스테나이트로부터 변태한 마르텐사이트가 형성되었으며, 미량의 잔류 오스테나이트가 나타났다. 탄소함량이 3.61 wt%인 오스텝과평한 연주철의 경우,²⁹⁾ 표면에 코로이달(colloidal) 흑연과 망간 인산염으로 피복한 후 15 kW/cm²의 에너지로 열처리 한 경우, 흑연으로 피복한 시편에서 최대 표면경도 및 경화깊이가 얻어졌으며 표면 부위의 미세조직은 일부 구상흑연 입자가 용해된 마르텐사이트 조직을 하고 있었다. 이러한 레이저 열처리는 같은 재료를 샷피닝(shot peening)한 경우보다 경화깊이는 5배, 표면경도는 2배 이상의 경화능이 좋은 것으로 나타났다.

현재 산업적으로 많이 적용되고 있는 레이저 빔 열처리는 구상흑연 주철로 만들어진 선박엔진의 피스톤링 홈 내부의 내마모성을 향상시키기 위한 열처리^{29,30)} 및 각종 강으로 제작된 기어(gear)의 내마모성, 내부식성, 내피로성등을 향상시키기 위한 열처리¹³⁾ 등 각종 기계부품에 주로 적용되고 있다.

레이저 표면개질에서 고려해야 될 부분 중에 중요한 것은 개질 후 표면에 형성되는 잔류응력이다.^{22, 29, 31, 32)} 표면 잔류응력은 그 재료의 표면특성에 매우 큰 영향을 미친다. 즉, 표면 잔류응력이 인장응력일 경우 내마모성, 내부식성, 내피로성 등의 저하를 가져오며 반대로 압축응력이 생기면 이러한 표면특성은 향상된다. 따라서, 인장응력을 가급적이면 감소시키고 압축응력이 생기도록 레이저 열처리 조건을 조절하여야 한다. 보통, 잔류응력의 종류(인장 또는 압축)와 특성은 재료의 종류 및 열처리 후의 상변태 유무, 그리고 레이저 빔 열처리 조건, 즉, 빔 출력, 빔 주사속도, 빔 크기 등에 따라 달라진다. 일반적으로 레이저 빔 열처리를 한 재료표면에서는 주로 인장잔류응력이 형성되는데, 잔류응력이 클 경우에는 표면에 균열이 발생하기도 한다.^{33,34)} Fig. 7은 페라이트와 펄라이트의 혼합상을 가진 탄소농도가 0.42 wt%의 일반 탄소강을 960W CO₂ CW 레이저 빔으로 서로 다른 빔 조사속도에서 표면열처리를 했을 경우 표면에 형성되는 응력을 열처리 시간에 따라 변하는 양상을

나타낸 것으로 열처리 후의 잔류응력 크기에 대한 빔 주사속도의 영향을 나타내고 있다.²²⁾ 표면에 형성되는 잔류응력은 가열시 열팽창에 의한 소성변형 및 냉각시 수축 및 상변태에 의한 부피변화에 의해서 발생하는데, 이 경우 표면응력이 압축으로 된 것은 냉각시 오스테나이트가 마르텐사이트로 되면서 부피증가에 기인하기 때문이다. 최종 잔류응력의 특성에 가장 큰 영향을 미치는 것은 시간과 위치에 따른 온도분포와 변태온도이기³¹⁾ 때문에 열처리의 조건(시간과 위치에 따른 온도분포의 조절)을 잘 설정하면 잔류응력의 크기나 방향을 어느 정도 조정할 수 있다.

1300 W CO₂ 레이저 빔(빔 직경, 0.75-2.2 mm)으로 600 mm/min. 주사속도로 C22(탄소농도 0.2wt%), CK60(탄소농도 0.65wt%) 및 Fe를 열처리한 경우,³¹⁾ C22 및 CK60은 레이저 빔이 조사된 부분에서는 횡방향으로 비슷한 크기의 인장응력이 열영향 부위에서는 압축응력이 생겼으며 최대 인장응력은 조사부위 중앙에 위치하였다. 그러나 Fe에서는 조사부위 중앙에 압축응력이 생겼으나 나머지 조사부분에는 인장응력이 형성되었다. 재료에 따른 이러한 차이는 마르텐사이트 변태온도의 차이, 즉 가열과 냉각시 변태가 일어나는 온도의 차이에서 생긴 것으로 보고되었다. 그러나 빔 조사지역이 일부 중첩되게 처리하면 중첩된 부분

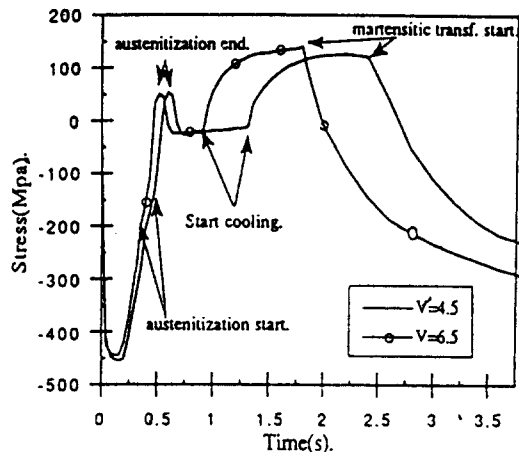


Fig 7. Transverse stress with time at the surface. (material:0.42 wt% C steel, beam power: 960 W, scan speed:4.5 mm/s and 6.5 mm/s, beam size:6x8.5 mm²)²²⁾

에서는 모두 인장응력으로 변화였다.

한편, 비슷한 재료인 CK22, CK45, 및 C75를 1.4 kW CO₂ 레이저 빔(빔 직경, 8 mm)으로 주사속도 250 mm/min.에서 열처리한 경우,³²⁾ CK22(앞의 C22과 비슷한 조성) 및 C75(탄소농도 0.76wt%)에서는 빔 조사부위에 크기차이는 있으나 압축응력이, 열영향 부위에서는 CK22는 거의 0 응력이, CK75에서는 조사부위보다 더 큰 압축응력이 형성되었고, CK45(탄소농도 0.47wt%)에서는 조사부위에 약간의 인장응력이, 열영향 부위에는 큰 압축응력이 생성되었다. 표면의 미세조직은 CK22에서 마르텐사이트와 페라이트의 혼합상이 형성되었고 탄소량이 증가할수록 페라이트 량은 감소하였다. 또한 표면부위 경도크기 및 경화깊이는 탄소농도 크기 순으로 크게 측정되었다.

4. 충격경화

재료의 내피로성, 내마모성, 내충격부식균열성 등의 특성을 향상시키기 위하여 재료표면을 경화시키는 방법 중에 앞에서 기술한 것과 같은 상변태에 의한 방법이 있는가 하면, 표면에 변형을 주어 표면부위에서의 전위밀도를 높이고, 잔류응력을 압축응력으로 바꾸거나 기계적 상변태(마르텐사이트 변태)를 유도하여 표면을 경화시키는 방법이 있다. 현재 표면경화를 위하여 상용적으로 사용되고 있는 방법은 주로 기계적인 공정에 의한 것으로, 그 대표적인 예가 바로 샷피닝(shot peening)이나 표면 열간압연 등이다. 그러나 레이저 빔의 순간적인 고에너지 밀도를 이용하여 표면에 충격을 가하여 표면 잔류응력을 압축응력으로 바꿀 수가 있는데, 이것을 충격경화(shock hardening) 또는 충격피닝(shock peening)이라고 한다. 레이저 빔을 이용한 충격경화가 샷피닝에 의한 표면경화보다 표면특성이 우수한 것으로 보고되고 있다.^{35, 36)} 이러한 레이저 빔 충격경화 방법은 매우 정밀하고 한정된 부위 등의 경화를 요하는 부품이나 설비들, 특히 방사능이나 유독물질에 오염된 부위 등에 매우 유용하게 사용될 수 있기 때문에 산업이 발전하면 할수록 그 유용성은 증가할 것으로 생각된다.³⁶⁾ 레이저 빔에 의한 충격경화의 원리는 재료표면을 용융/증발시킬 수 있는 최저(threshold)에너지

이상의 고 에너지 레이저 빔을 아주 짧은 시간동안 재료표면에 노출시키면 순간적으로 재료가 증발하여 표면 부근에 고온, 고압 플라즈마가 형성된다. 이 플라즈마 형성으로 재료표면에 강한 일축방향(uniaxial)의 기계적인 충격압력이 가해져 높은 응력파가 재료표면에 생기면서 높은 변형속도(약 10⁶s⁻¹)의 동적변형(dynamic strain)을 일으키게 되는데, 이러한 소성변형으로 전위밀도를 증가시켜 재료표면을 변형강화(strain hardening)^{35, 37~43)} 시키거나 미세조직이 마르텐사이트로 변태⁴⁴⁾를 일으키면서 변태강화(transformation hardening)가 일어난다.

이러한 목적으로 사용되는 레이저로는 주로 순간적인 레이저빔 조사를 위하여 Q-스위칭(switching) 고출력 펄스레이저(예, 에너지:80 J, 펄스지속시간:20 ns.)가 사용된다.

레이저 빔의 고 에너지 flux(Φ) 펄스가 짧은 시간(τ)에 재료표면에 노출되면 형성되는 플라즈마의 평균압력(P)은 다음과 같이 표현된다.⁴¹⁾

$$P = \frac{8}{7}(a\tau)^{-16}\Phi^4 \quad (2)$$

여기서 a는 생성된 플라즈마의 특성을 나타내는 변수로 이온화 정도(degree of ionization)를 나타내며, 이온화 정도는 또한 레이저 빔의 flux(빔 출력과 펄스시간의 곱)가 증가하면 증가한다(Fig. 8). 즉, 이온의 평균 전하량(Z)과 이온의 원자량(M)의 함수로 표시된다. 이 식을 보면 재료에 가해지는 충격압력에 대한 변수들은 레이저 빔 출력(Φ), 펄스의 지속시간(τ), 합금의 종류(M)들로서, 빔 출력이 증가하고 펄스지속시간이 감소하면 충격압력은 증가한다.

충격압력의 크기를 실제 실험^{36, 40, 42~47)}을 통한 측정이나 수치해석에 의한 계산^{44, 45)}에 의하면 최대 충격압력은 수십 Gpa 정도까지 되는데 이 값은 보통 재료의 인장강도보다 훨씬 큰 응력이다.

한편, 재료표면에 가해지는 충격압력을 더 증가시키기 위하여 재료표면에 투명한 재료(유리 등)나 수막 등으로 덮은 다음 처리하면, 생성되는 플라즈마가 재료표면과 투명한 재료나 수막 사이에서 발생하여 더 높은 충격(10배 정도까지)을 가할 수 있다.^{35, 45, 46)} 이것은 두 물질 사이에서 생성된 프

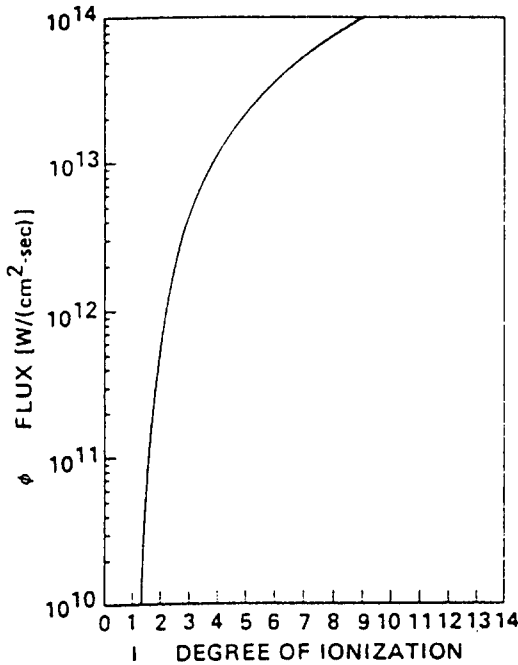


Fig 8. Degree of ionization versus beam flux ($t=10^{-8}$ sec.) in an aluminum target.⁴¹⁾

라즈마가 공간적으로 더 제한을 받으면 받을수록 플라즈마의 지속시간(레이저 빔 지속시간의 2배 정도까지)이나 응력파의 진폭은 증가하는데, 이러한 변수들은 모두 충격압력을 증가시키기 때문이다.^{40, 45)}

경우에 따라서는 처리조건을 변화시켜 최외각 표면부분의 급속용융 및 급속냉각에 의하여 표면이 비정질로 변화하기도 하지만, 충격경화 처리시 표면용융을 원하지 않는 경우, 표면에 빔 흡수제로 도포를 하여 표면용융을 막을 수 있다.

현재 레이저 충격경화 기술은 여러 금속재료에 대하여 연구되고 있는데, 초기에는 vanadium이나 Ni,⁴⁷⁾ Al,^{37, 48)} 등의 박막에 적용하여 충격파에 의한 미세조직(전위구조)의 변화에 대한 연구가 이루어졌으며 최근에 러시아에서 Ni 합금³⁹⁾의 충격파에 의한 미세조직 변화에 대한 연구도 수행되었다. Fairand, et al.³⁷⁾은 1.35-1.6 mm 두께의 7075 Al 합금에 레이저 충격을 가하여 표면 소성변형에 의한 표면 압축 잔류응력을 형성시켜 인장시험을 한 경

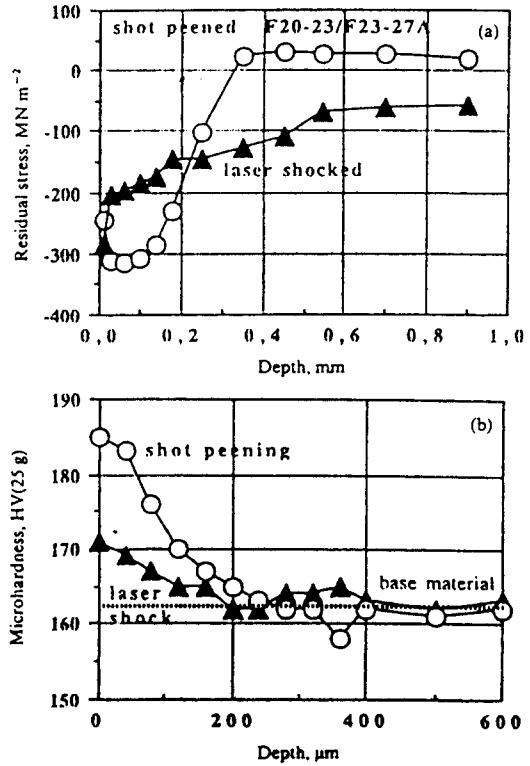


Fig 9. Effect of laser shock treatment (water confined mode) and shot peening on residual stress and microhardness distribution of 7075-T7351 aluminum alloy.³⁵⁾ (a : 3×4 GW/cm², b : 8 GW/cm²)

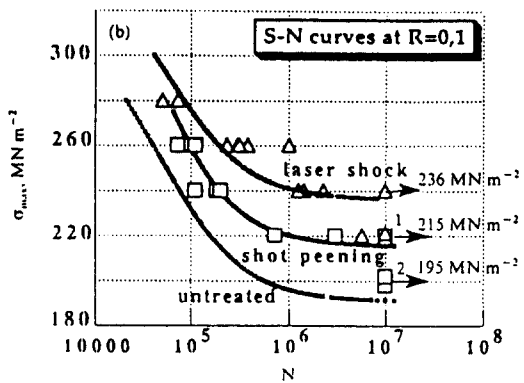


Fig 10. Effect of laser treatment and shot peening on fatigue resistance of 7075-T7351 aluminum alloy.³⁵⁾

우 최대 인장강도는 변함이 없었으나 항복강도는 약 25% 정도 증가하였다. 또한 충격경화시킨 경우, 응력부식균열이나 피로 특성이 크게 향상됨을 관찰하였다. 같은 알루미늄 합금에 대한 레이저 충격경화와 일반적인 샷피닝에 의한 최대 표면경도 및 경화깊이를 비교하면 최대 표면경도는 일반 샷피닝한 것이 높게 나타났으나 경화깊이는 레이저 충격경화한 것이 훨씬 깊게(약 2 mm) 나타났으며(Fig. 9), 피로특성도 레이저 충격경화한 경우가 현저하게 향상되었다(Fig. 10).³⁶⁾ Ni-기 초합금의 경우도 표면경도나 경화깊이에서 샷피닝보다 레이저 빔 충격경화한 것이 훨씬 우수한 것으로 측정되었다.³⁶⁾

Messe and Barreau³⁸⁾는 아공석강(hypoeutectoid steel)을 neodymium-glass 레이저(펄스 지속시간 : 25 ns.)로 1.7-4 GW/cm²의 에너지 밀도에서 유리 판이나 수막을 이용하여 처리한 결과 최대 압축 잔류응력이 344 MNm⁻², 최대 경화깊이 1.3 mm를 얻었다. 반면에 샷피닝에 의한 최대 압축 잔류응력은 430 MNm⁻²으로 레이저 충격경화에서 보다 높게 나타났으나 경화깊이는 오히려 낮게 나타났다. 또한 Fig 11에서 보는 것처럼, 같은 장소를 여러 번 충격을 가했을 경우 충격회수가 증가할수록 최대 압축 잔류응력은 거의 변함이 없으나 경화깊이는 크게 증가하였다. 오스테나이트 스테인레스강에 neodymium-glass 레이저 빔으로 0.5-25 ns 펄스의 10¹¹-10¹² W/cm²의 에너지를 조사하여 표면부위의 미세조직이나 표면경도에 미치는 빔 출력과 펄스의 영향을 조사한 경우,⁴⁹⁾ 표면에 최대 압력이 수 Gpa에서 수십GPa가 가해졌으며, 이러한 압력으로

표면부위에는 α -마르텐사이트가 형성되었으며 표면경도는 8×10^{11} W/cm² 부근의 출력에서, 펄스가 2.5 ns 일 때 최대경도(약 420 Kg/mm²)를 얻었다.

참 고 문 헌

1. A. J. Pedraza, J. Metals. Feb. 1987 p. 14
2. J. A. Folkes, Surface and Coating Technology, 63 (1994) 65
3. N. N. Rykalin, A. A. Uglov and A. N. Kokora, Laser Material Processing, Moscow, Mashinostroenie 1975 p. 296
4. K. I. Krylov, V. T. Prokopenko and A. S. Mitrofanov, Laser Applications in Machine Building and Instrument Making, St. Petersburg, Mashinostroenie, 1978 p. 336
5. A. Matsunawa, 레이저 가공기술 연구회 주체 세미나, 한국기계연구원 1995. 4. 21
6. D. J. Flesher, Elevate Temperature Coatings: Science and Technology I, ed by N. B. Dahotre, J. M. Hampikian, and J. J. Stiglich, TMS 1995, pp. 379-383
7. 이창희, 김기철, 대한금속학회보 4(2) (1991) 122
8. 석명근, 대한금속학회보 1(2) (1988) 139
9. 김찬욱, 석한길, 한국표면공학회지 27(6) (1994) 359
10. H. J. Hegge, H. De Beurs, J. Noordhuis, and J. Th. M. De Hosson, Met. Trans. A 21A(4) (1990) 987
11. M. F. Ashby and K. E. Easterling, Acta Metall. 32(11) (1984) 1935
12. W. -B. Li, K. E. Easterling and M. F. Ashby, Acta Metall. 34(8) (1986) 1533
13. M. F. Ashby, K. E. Easterling, and W. -B. Li, Laser Processing of Materials, ed. by Kmukherjee and J. Mazumder, TMS/AIME, 1985 pp. 225-237
14. M. Kikuchi, H. Hisada, Y. Kuroda, and K. Moritsu, Paper No. 12, in Proc. 1st Joint U. S./Japan Int. Laser Processing Conf. Laser Institute of America, Toledo, Ohio, 1981
15. A. G. Grigoryants, Basics of Laser Material Processing, CRC Press 1994
16. J. Mazumder, JOM, May, 1983 pp. 18-26

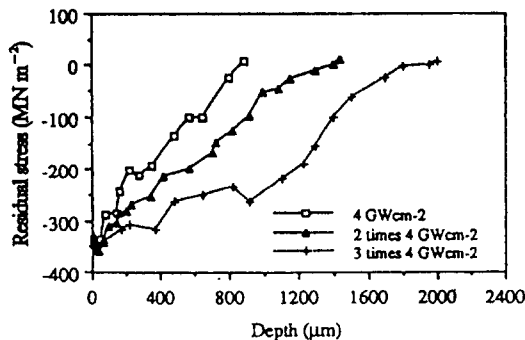


Fig 11. Effect of power density on residual stress profiles in laser shock treated steel.³⁸⁾

17. D. N. H. Trafford, T. Bell, J. H. P. C. Megaw, and A. S. Branden, *Heat Treatment* 79, TMS, London, 1979 pp. 33-38
18. V. G. Gregson, *Laser Material Processing*, ed. by M. Bass, North-Holland Pub. Co. 1983 pp. 201-233
19. J. Liu and Q. Luo, *Materials letters* 16 (1993) 134
20. S. K. Putatunda, L. Bartosiewicz, R. J. Hull, and M. Lander, *Surface Modification Technologies IX*, ed. by T. S. Sudarshan, W. Reitz and J. J. Stiglich, 1996 pp. 355-370
21. E. I. Kim, A. G. Grigoryants, A. N. Safonov, et al., *Inzhenerno-Fizich. Zhurnal*, No. 3 (1987) 444
22. M. Boufoussi, S. Denis, J. Ch. Chevrier, and A. Simon, *Laser Treatment of Materials*, ed. by B. L. Mordike ECLAT 92, DGM 1992, pp. 635-640
23. R. C. Reed, Z. Shen, T. Akbay, and J. M. Robinson, *Mater. Sci. Eng. A232* (1997) 140
24. T. Akbay, R. C. Reed, and C. Atkinson, *Acta Metall.* 42 (1994) 1469
25. C. Atkinson, T. Akbay, and R. C. Reed, *Acta Metall.* 43 (1995) 2013
26. J. R. Yang and H. K. D. H. Bhadeshia, *Met. Sci. Eng. A131* (1991) 99
27. U. R. Lenel and R. W. K. Honeycombe, *Metal. Sci.* 18 (1984) 503
28. 정원기, 전병철, 김재도, 레이저 기술 1997년 8월 pp 63-68
29. Y. -S. Yang, and S. -J. Na, *Surf. Coat. Technol.* 38 (1989) 311
30. K. -K. Yoon, W. -B Kim, and S. -J. Na, *Surf. Coat. Technol.* 78 (1996) 157
31. B. A. Van Brussel and J. Th. M. De Hosson, *Materials Science and Engineering A* 161 (1993) 83
32. K. D. Schwager, B. Schults, B. L. Mordike, and E. Macherauch, *Laser Treatment of Materials*, ed. by B. L. Mordike ECLAT 92, DGM 1992, pp. 629-634
33. R. Lin, *A Study on Residual Stresses and Microstructures of Two Laser Hardened Steels*, Thesis, University of Linkoping, Sweden, 1988
34. B. A. Van Brussel, H. J. Hegge, J. Th. M. De Hosson, R. Delhez, Th. H. de Keijer, and N. M. Van der Pers, *Scr. Metall. Mater.* 25 (1991) 779
35. P. Peyre, P. Merrien, H. P. Lieurade, and R. Fabbro, *Surface Engineering* 11(1) (1995) 47
36. P. Forget, J. L. Strudel, M. Jeandin, J. Lu, and L. Castex, *Surface Modification Technologies IV*, ed. by T. S. Sudarshan, D. G. Bhat, and M. Leandin, TMS 1991 pp. 713-739
37. B. P. Fairand, B. A. Wilcox, W. J. Gallagher, and D. N. Williams, *J. Appl. Phys.*, 43(9) (1972) 3893
38. J. E. Masse and G. Barreau, *Surface Engineering*, 11(2) (1995) 131
39. R. E. Krzhizhanaski, et al, *Inzhenero-Fizicheski Zhurnal*, 59(2) (1990) 233
40. J. D. O Keefe, C. H. Skeen, and C. M. York, *J. Appl. Phys.* 44(10) (1973) 4622
41. B. Steverding and H. P. Dudel, *J. Appl. Phys.* 47(5) (1976) 1940
42. R. Fabbro, B. Faral, J. Virmont, F. Cottet, J. P. Romain, and H. Pepin, *Phys. Fluids* 28(11) (1985) 3414
43. J. Grun, S. P. Obenschain, B. H. Ripin, R. R. Whitlock, E. A. McLean, J. Gardner, M. J. Herbst, and J. A. Stamper, *Phys. Fluids* 26(2) (1983) 588
44. I. Sarady, C. F. Magnusson, L. -Y. Wei, and J. Meijer, *ICALEO 92*, 1992 pp. 228-236
45. R. Fabbro, J. Fournier, P. Ballard, D. Devaux, and J. Virmont, *J. Appl. Phys.* 68(2) (1990) 775
46. B. P. Fairand, A. H. Clauer, R. G. Jung, and B. A. Wilcox, *Appl. Phys. Lett.* 25(8) (1974) 431
47. L. C. Yang and V. J. Menicheli, *Appl. Phys. Lett.*, 19 (1971) 473
48. S. A. Metz and F. A. Smidt, Jr., *Appl. Phys. Lett.* 19 (1971) 207
49. M. Gerland and M. Hallouin, in Ref. 36, pp. 895-902